

(19)日本国特許庁 (JP)

(12) 公開特許公報 (A)

(11)特許出願公開番号

特開2000-348309

(P2000-348309A)

(43)公開日 平成12年12月15日 (2000. 12. 15)

(51)Int.Cl.⁷

G 11 B 5/39

識別記号

F I

G 11 B 5/39

テーマコード(参考)

5 D 0 3 4

Japanese Patent Application No.

審査請求 有 請求項の数14 OL (全 30 頁)

(21)出願番号

特願平11-157132

(71)出願人 000010098

アルプス電気株式会社

東京都大田区雪谷大塚町1番7号

(22)出願日

平成11年6月3日 (1999. 6. 3)

(72)発明者 長谷川 直也

東京都大田区雪谷大塚町1番7号 アルプ
ス電気株式会社内

(74)代理人 100064908

弁理士 志賀 正武 (外8名)

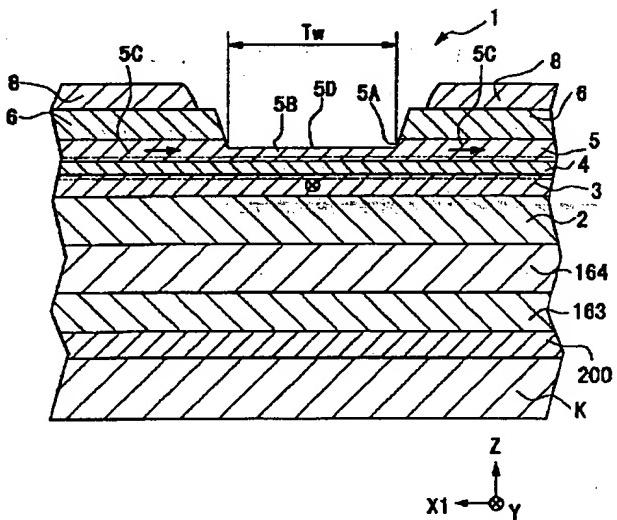
F ターム(参考) 5D034 BA04 BA09 CA08 DA07

(54)【発明の名称】 スピンバルブ型薄膜磁気素子及び薄膜磁気ヘッド及びスピンバルブ型薄膜磁気素子の製造方法

(57)【要約】

【課題】 スピンバルブ型薄膜磁気素子を製造する場合に、フリー磁性層の溝部の両側の平坦部上に配置されるバイアス層が、前記溝部に残ることがなく、耐熱性に優れたスピンバルブ型薄膜磁気素子を提供すること。

【解決手段】 反強磁性層2と、固定磁性層3と、非磁性導電層4と、フリー磁性層5と、バイアス層6、6と、導電層8、8とを基板K上に有し、前記フリー磁性層5は、前記基板Kと反対側の面にトラック幅Twに相当する幅のトラック溝5Bが設けられた溝部5Bと、その両側の平坦部5C、5Cとを有し、前記バイアス層6は、前記フリー磁性層5の両平坦部5C、5C上に配置されたものとする。



Japanese Unexamined Patent Application Publication No. 2000-
348309

[0056]

[Embodiments] Embodiments of the spin-valve thin film magnetic element according to the present invention will be described in detail hereinafter with reference to drawings.

[First Embodiment] Fig. 1 is a cross section showing the structure of the spin-valve thin film magnetic element viewed from the surface side facing the recording medium. Figs. 6 and 7 show a thin film magnetic head comprising the spin-valve thin film magnetic element according to the present invention. Shield layers separated by gap layers are formed on and under the spin-valve thin film magnetic element, respectively, and a playback GMR head h1 is composed of the spin-valve thin film magnetic element, the gap layers and the shield layers. A recording inductive head h2 may be laminated on the playback GMR head.

[0057] The GMR head h1 comprising the spin-valve thin film magnetic element is provided at the trailing side 151d end portion of the slider 151 together with the inductive head h2 as shown in Fig. 6 to form a thin film magnetic head 150, enabling a recording magnetic field from a magnetic recording medium such as a hard disk device to be sensed. In Fig. 1, the magnetic recording medium moves toward the z-

direction, and the leak magnetic field from the magnetic recording medium is directed in the Y-direction.

[0058] The thin film magnetic head 150 shown in Fig. 6 is mainly composed of a slider 151, and the GMR head h1 and inductive head h2 provided on the end face 151d of the slider 151. The reference numeral 155 denotes a leading side at the upstream side of in the travel direction of the magnetic recording medium of the slider 151, and the reference numeral 156 denotes the trailing side. Rails 151a, 151a and 151b are formed on the surface 152 of the slider 151 facing the magnetic medium, and air groups 151c and 151c are formed between the rails.

[0059] As shown in Fig. 7, the GMR head h1 comprises a lower shield layer 163 made of a magnetic alloy and formed on the end face 151d of the slider 151, a gap layer 164 laminated on the lower shield layer 163, a spin-valve thin film magnetic element 1 exposed on the surface 152 facing the magnetic recording medium, an upper gap layer 166 covering the spin-valve thin film magnetic element 1 and lower gap layer 164, and an upper shield layer 167 covering the upper gap layer 166. The upper shield layer 167 is also used as a lower core layer of the inductive head h2.

[0060] The inductive head h2 is composed of the lower shield layer 167, a gap layer 174 laminated on the upper shield layer 167, coils 176, upper insulation layers 177

covering the coils 176, and an upper core layer 178 bonded to the gap layer 174 and bonded to the lower core layer 167 at the coil 176 side. The coil 176 is patterned to form a planar spiral. The base 178b of the upper core layer 178 is magnetically coupled with the lower core layer 167 at almost the center of the coil 176. A protective layer 179 comprising alumina is laminated on the upper core layer 178.

[0061] The spin-valve thin film magnetic element 1 shown in Fig. 1 is a so-called bottom type single spin-valve thin film magnetic element in which one layer each of the antiferromagnetic layer, pinned magnetic layer, non-magnetic conductive layer and free magnetic layer are formed. The magnetization direction of the free magnetic layer is aligned in the direction intersecting the magnetization direction of the pinned magnetic layer by an exchange bias method in the spin-valve thin film magnetic element in this embodiment. The exchange bias method is suitable for the spin-valve thin film magnetic element having a narrow track width corresponding to high density recording, as compared with a hard bias method by which control of the effective track width is difficult due to the presence of dead zones.

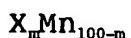
[0062] The mark K in Fig. 1 represents a substrate. An insulation underlayer 200 made of Al_2O_3 , a lower shield layer 163, a lower gap layer 164 and an antiferromagnetic layer 2 are formed on the substrate K. A pinned magnetic layer 3 is

formed on the antiferromagnetic layer 2, a non-magnetic conductive layer 4 is formed on the pinned magnetic layer 3, and a free magnetic layer 5 is formed on the non-magnetic conductive layer 4. The free magnetic layer 5 has a groove portion 5B comprising a track groove 5A having the same width as the rack width Tw formed on the surface facing the surface on which the pinned magnetic layer 3 is disposed, and flat portions 5C, 5C at both sides of the groove. The bias layers 6, 6 are provided on the flat portions 5C, 5C of the free magnetic layer 5, and conductive layers 8, 8 are formed on the bias layers 6, 6.

[0063] The substrate K is formed of a non-magnetic material such as a Al₂O₃-TiC based ceramic.

[0064] The antiferromagnetic layer 2 comprises an alloy containing Mn and at least one or plural elements of Pt, Pd, Ir, Rh, Ru, Ir, Os, Au, Ag, Cr, Ni, Ne, Ar, Xe and Cr. The antiferromagnetic layer 2 is featured in its heat resistance and corrosion resistance.

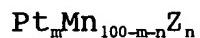
[0065] Preferably, the antiferromagnetic layer 2 is in particular formed of an alloy represented by the following composition formula:



wherein X is at least one element of Pt, Pd, Ir, Rh, Ru and Os, and m representing the composition ratio is within the range of 48 at% ≤ m ≤ 60 at%. More preferably, the

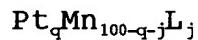
composition ratio m is within the range of $48 \text{ at\%} \leq m \leq 58 \text{ at\%}$.

[0066] Alternatively, the antiferromagnetic layer 2 may be formed of an alloy represented by the following composition formula:



wherein Z is at least one or plural elements of Pd, Ir, Rh, Ru and Os, and m and n representing the composition ratios are within the ranges of $48 \text{ at\%} \leq m \leq 60 \text{ at\%}$ and $0.2 \text{ at\%} \leq n \leq 40 \text{ at\%}$. More preferably, the composition ratios m and n are within the ranges of $48 \text{ at\%} \leq m + n \leq 58 \text{ at\%}$ and $0.2 \text{ at\%} \leq n \leq 40 \text{ at\%}$.

[0067] The antiferromagnetic layer 2 may be also formed of an alloy represented by the following composition formula:



wherein L is at least one or plural elements of Au, Ag, Cr, Ni, Ne, Ar, Xe and Kr, and q and j representing the composition ratios are within the ranges of $48 \text{ at\%} \leq q + j \leq 60 \text{ at\%}$ and $0.2 \text{ at\%} \leq j \leq 10 \text{ at\%}$. More preferably, the composition ratios q and j are within the ranges of $48 \text{ at\%} \leq q + j \leq 58 \text{ at\%}$ and $0.2 \text{ at\%} \leq j \leq 10 \text{ at\%}$.

[0068] The pinned magnetic layer 3 is formed of, for example, a Co film, a Ni-Fe alloy, a Co-Ni-Fe alloy, a Co-Fe alloy and a Co-Ni alloy. The pinned magnetic layer 3 shown

in Fig. 1 is formed in contact with the antiferromagnetic layer 2, and is magnetized by the exchange anisotropic magnetic field due to exchange coupling generated at the interface between the pinned magnetic layer 3 and antiferromagnetic layer 2 by applying a heat treatment in a magnetic field. The magnetization direction of the pinned magnetic layer 3 is fixed in the Y-direction, or in the direction (height direction) departing from the recording medium.

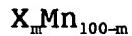
[0069] The non-magnetic conductive layer is preferably formed of a non-magnetic conductive film such as a Cu film.

[0070] The free magnetic layer 5 is preferably formed of the same material as forming the pinned magnetic layer 3. The free magnetic layer 5 is magnetized by the bias magnetic field from the bias layer 6, and its magnetization direction is aligned in the opposite direction to the X1 direction, or in the direction intersecting the magnetization direction of the pinned magnetic layer 3. Barkhausen noises are prevented from generating by putting the free magnetic layer 5 into a single magnetic domain state by coupling with the bias layer 6.

[0071] The bias layer 6 comprises an alloy containing Mn, and at least one or plural elements of Pt, Pd, Ir, Rh, Ru, Os, Au, Ag, Cr, Ni, Ne, Ar, Xe and Kr, and magnetizes the free magnetic layer 5 in a given direction by allowing

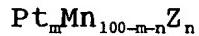
an exchange anisotropic magnetic field to generate at the interface between the free magnetic layer 5 and the bias layer by heat-treating in a magnetic field. The bias layer 6 comprising these alloys is featured in its heat resistance and corrosion resistance.

[0072] Preferably, the bias layer 6 is in particular formed of an alloy represented by the following formula:



wherein X is at least one element of Pt, Pd, Ir, Rh, Ru and Os, and m representing the composition ratio is in the range of 52 at% \leq m \leq 60 at%.

[0073] The bias layer 6 may be formed of an alloy represented by the following composition formula:



wherein Z is at least one or plural elements of Pd, Ir, Rh, Ru, Os, Au, Ag, Cr and Ni, and m and n representing the composition ratios are in the ranges of 52 at% \leq m + n \leq 60 at% and 0.2 \leq n \leq 10 at%.

[0074] The bias layer may be formed of an alloy represented by the following composition formula:



wherein L is at least one or plural elements of Au, Ag, Cr, Ni, Ne, Ar, Xe and Kr, and q and j representing the composition ratios are in the ranges of 52 at% \leq q + j \leq 60 at% and 0.2 \leq j \leq 10 at%.

[0075] The conductive layers are preferably formed of, for example, Au, W, Cr and Ta.

[0076] A constant current flows from the conductive layers 8, 8 through the free magnetic layer 5, non-magnetic conductive layer 4 and pinned magnetic layer 3. The magnetization direction of the free magnetic layer 5 changes from the opposite direction to the X-direction to the Y-direction, when a leak magnetic field is applied in the Y-direction from the magnetic recording medium running in the Z-direction. Electric resistance changes depending on the relation between variation of the magnetization direction in the free magnetic layer 5 and the magnetization direction of the pinned magnetic layer 3, and the leak magnetic field from the magnetic recording medium is sensed by voltage changes based on the resistance changes.

[0077] The method for manufacturing the spin-valve thin film magnetic element according to the present invention will be described hereinafter. This manufacturing method takes advantage of the differences of the magnitudes of the exchange anisotropic magnetic field at the antiferromagnetic layer 2 and at each of the bias layers 6, 6 generated by applying a heat treatment, depending on the locations of the bias layers 6, 6 in the spin-valve thin film magnetic element 1. The magnetization direction of the pinned magnetic layer 3 is fixed by the first heat treatment, and

the magnetization direction of the free magnetic layer 5 is aligned by the second heat treatment.

[0078] The antiferromagnetic layer 2, pinned magnetic layer 3, non-magnetic conductive layer 4, free magnetic layer 5 and bias layer 6 are sequentially formed on the substrate K to from the laminated body a1 shown in Fig. 2 in the method for manufacturing the spin-valve type thin film magnetic element according to the present invention. The laminated body a1 is heat treated at the first heat treatment temperature while applying a first magnetic field in the direction intersecting the track width Tw direction. Consequently, the magnetization directions of the pinned magnetic layer 3 and free magnetic layer 5 are fixed in the same direction with each other by generating exchange anisotropic magnetic fields on the antiferromagnetic layer 2 and bias layer 6. In addition, the magnitude of the exchange anisotropic magnetic field on the antiferromagnetic layer 2 is made to be larger than the magnitude of the exchange anisotropic magnetic field on the bias layer 6.

[0079] Subsequently, the laminated body a1 is heat treated at a second heat treatment temperature higher than the first heat treatment temperature while applying a second magnetic field having a magnitude larger than the magnitude of the exchange anisotropic magnetic field of the bias layer 6 and smaller than the magnitude of the exchange anisotropic

magnetic field of the antiferromagnetic layer 2. A bias magnetic field is simultaneously applied to the free magnetic layer 5 in a direction intersecting the magnetization direction of the pinned magnetic layer 3.

[0080] Subsequently, a mask 250 of a resist is formed with a window having a width almost equal to the track width T_w open on the heat-treated laminated body a1 as shown in Fig. 3. Then, a recess 6A having a width almost equal to the track width T_w is formed by removing a part of the bias layer 6 by ion-milling as shown in Fig. 4. A track groove 5A is simultaneously formed on the free magnetic layer 5 located under the recess 6A, and the resist mask 250 is removed.

[0081] The track groove 5A is preferably formed to have the same width as the track width T_w . The track groove 5A is preferably formed with a depth $5H$ of about 10 to 50 \AA . A depth $5H$ of the track groove 5A of less than 10 \AA is not preferable because all the portion of the bias layer 6 to be removed is not removed when, for example, the thickness of the bias layer 6 is not uniform, and a part of the bias layer 6 is left behind on the bottom portion 5D of the track groove 5A. A depth $5H$ of the track groove 5A of exceeding 50 \AA is also not preferable because the thickness of the free magnetic layer 5 becomes irregular due to uneven etching depth by ion-milling.

[0082] Subsequently, a lift-off resist 251 is formed so as to ride over the recess 6A, track groove 5A and a part of the flat portion of the bias layer 6 as shown in Fig. 5. Then, conductive layers 8a are formed on the surface of the lift-off resist 251, and conductive layers 8 are formed on the exposed flat portions of the bias layers 6. The spin-valve thin film magnetic element 1 having the conductive layers 8, 8 for flowing a sense current into the free magnetic layer 5 on the bias layers 6 is obtained as shown in Fig. 1.

[0083] The relation between the heat treatment temperature of the antiferromagnetic layer and the exchange anisotropic magnetic field will be described in detail with reference to Figs. 17, 19 and 20. The curve denoted by the marks (■) in Fig. 17 show heat-treatment temperature dependency of the exchange anisotropic magnetic field of the bottom type single spin-valve thin film magnetic element having the antiferromagnetic layer disposed between the substrate and free magnetic layer, and curve denoted by the marks (◆) in Fig. 17 show heat-treatment temperature dependency of the exchange anisotropic magnetic field of the top type single spin-valve thin film magnetic element in which the antiferromagnetic layer is biased against the substrate from the free magnetic layer. Accordingly, the antiferromagnetic layer in the top type single spin-valve

thin film magnetic element corresponding to the curve represented by the marks (◆) is provided at the site remote from the substrate as compared with the bottom type single spin-valve thin film magnetic element corresponding to the curve represented by the marks (■).

[0084] Actually, the top type single spin-valve thin film magnetic element corresponding to the curve represented by the marks (◆) in Fig. 17 comprises the insulation underlayer 200 made of an Al₂O₃ film (1000), the underlayer 210 made of a Ta film (50), the free magnetic layer 5 made of two layers of a Ni-Fe alloy film (70) and Co film (10), the non-magnetic conductive layer 4 made of a Cu film (30), the pinned magnetic layer 3 made of a Co film (25), the antiferromagnetic layer 2 made of a Pt_{55.4}Mn_{44.6} film (300), and the protective layer 220 made of a Ta film (50) sequentially laminated in this order on the Si substrate K as shown in Fig. 19.

[0085] The bottom type single spin-valve thin film magnetic element corresponding to the curve represented by the marks (■) in Fig. 17 comprises the insulation underlayer 200 made of an Al₂O₃ film (1000), the antiferromagnetic layer 2 made of a Pt_{55.4}Mn_{44.6} film (300), the pinned magnetic layer 3 made of a Co film (25), the non-magnetic conductive layer 4 made of a Cu film (26), the free magnetic layer 5 made of two layers of a Co film (10) and

Ni-Fe alloy film (70), and the protective layer 220 made of a Ta film (50) sequentially laminated in this order on the Si substrate K as shown in Fig. 20. The numerical value in the parenthesis denotes the thickness of each layer represented in an Angstrom unit.

[0086] The top type spin-valve thin film magnetic element corresponding to the curve denotes by the marks (◆) in Fig.17 is disposed above the pinned magnetic layer 3, and the free magnetic layer 5, non-magnetic conductive layer 4 and pinned magnetic layer 3 are formed by being sandwiched between the substrate K and antiferromagnetic layer 2. The bottom type spin-valve thin film magnetic element corresponding to the curve denotes by the marks (■) in Fig.17 is disposed, on the other hand, below the pinned magnetic layer 3, and the pinned magnetic layer 3, non-magnetic conductive layer 4 and free magnetic layer 5 are not formed between the substrate K and antiferromagnetic layer 2.

[0087] The exchange anisotropic magnetic field of the antiferromagnetic layer 2 ($\text{Pt}_{55.4}\text{Mn}_{44.6}$) denoted by the marks (■) starts to increase past a temperature of 220°C, and is stabilized at a level of about 700 Oe at a temperature over 240°C as shown in Fig. 17. The exchange anisotropic magnetic field of the antiferromagnetic layer 2 ($\text{Pt}_{55.4}\text{Mn}_{44.6}$) denoted by the marks (◆) starts to increase past a

temperature of 240°C, and is stabilized at a level of about 600 Oe at a temperature over 260°C. It may be understood from the graph that a higher magnitude of the exchange anisotropic magnetic field can be obtained at a relatively low heat-treatment temperature in the antiferromagnetic layer 2 denoted by the marks (■) that is disposed close to the substrate, as compared with the exchange anisotropic magnetic field obtained in the antiferromagnetic layer 2 denoted by the marks (◆) that is disposed to be remote from the substrate.

[0088] The properties of antiferromagnetic layers are utilized in the method for manufacturing the spin-valve thin film magnetic element 1 according to the present invention. The spin-valve thin film magnetic element 1 according to the present invention is the bottom type spin-valve thin film magnetic element 1 in which the antiferromagnetic layer 2 is disposed close to the substrate K (or the antiferromagnetic layer is disposed under the pinned magnetic layer), and the bias layer 6 made of the same alloy as used in the antiferromagnetic layer 2 is disposed to be remote from the substrate K relative to the antiferromagnetic layer 2.

[0089] Accordingly, the exchange anisotropic magnetic field is generated at the antiferromagnetic layer 2 and bias layer 6 by heat treating the laminated body a1 at the first heat-treatment temperature (220 to 240°C) while applying the

first magnetic field to the laminated body a1, and the magnetization directions of the pinned magnetic layer 3 and free magnetic layer 5 is fixed in the same direction with each other. The magnitude of the exchange anisotropic magnetic field of the antiferromagnetic layer 2 is 600 Oe or more, which is larger than the magnitude of the exchange anisotropic magnetic field of the bias layer 6 of 100 Oe or less. The magnitude of the exchange anisotropic magnetic field of the bias layer increases up to 600 Oe or more in the next step by the second heat-treatment (250 to 270°C) while applying the second magnetic field in a direction perpendicular to the direction of the first magnetic field, showing a larger magnitude of the exchange anisotropic magnetic field than the magnitude of the exchange anisotropic magnetic field of the bias layer 6 attained in the foregoing heat-treatment. Accordingly, the magnetization direction of the free magnetic layer 5 is set to intersect the direction of the first magnetic field.

[0090] When the magnitude of the second magnetic field is smaller than the magnitude of the exchange anisotropic magnetic field of the antiferromagnetic layer 2 generated by the foregoing heat-treatment, the exchange anisotropic magnetic field of the antiferromagnetic layer 2 is not deteriorated by applying the second magnetic field to the antiferromagnetic layer 2, enabling the magnetization

direction of the pinned magnetic layer 3 to remain fixed. Consequently, the magnetization direction of the pinned magnetic layer 3 can be adjusted to intersect the magnetization direction of the free magnetic layer 5.

[0091] The first heat-treatment temperature is preferably in the range of 220°C to 240°C. The first heat-treatment temperature of less than 220°C is not preferable since magnetization of the pinned magnetic layer 3 is not enhanced and the magnitude of the exchange anisotropic magnetic field of the antiferromagnetic layer 2 becomes as small as 200 Oe or less. As a result, the pinned magnetic layer 3 is magnetized in the same direction as the magnetization direction of the free magnetic layer 5 during the second heat-treatment. The first heat-treatment temperature of higher than 240°C is also not preferable, on the other hand, since the magnitude of the exchange anisotropic magnetic field of the bias layer 6 becomes so large that magnetization of the free magnetic layer is hardly displaced unless a strong magnetic field is applied. As a result, the magnetization direction of the free magnetic layer 5 can be hardly aligned in the direction intersecting the magnetization direction of the pinned magnetic layer 3 during the second heat-treatment. Therefore, the heat-treatment temperature within the range of 230°C to 240°C is preferable since the magnitude of the

exchange anisotropic magnetic field of the antiferromagnetic field 2 can be increased to 400 Oe or more to enable the exchange anisotropic magnetic field of the pinned magnetic layer 3 to be also increased.

[0092] The second heat-treatment temperature is preferably in the range of 250°C to 270°C. The second heat-treatment temperature of lower than 250°C is not preferable since the magnitude of the exchange anisotropic magnetic field cannot be increased to 400 Oe or more to fail in increasing the vertical bias magnetic field of the free magnetic layer 5, besides failing in aligning the magnetization direction of the free magnetic layer 5 fixed in the first heat-treatment to the direction intersecting the magnetization direction of the pinned magnetic layer 3. The second heat-treatment temperature of higher than 270°C is also not preferable, on the other hand, since the exchange anisotropic magnetic field of the bias layer 6 remains constant and is not increased to cause deterioration of the magnetoresistive effect due to thermal diffusion at the interface.

[0093] Fig. 18 suggests that a condition favorable for the second heat treatment can be obtained by adjusting the composition of the antiferromagnetic layer 2 to be appropriately different from the composition of the bias layer 6, whereby the magnitude of the exchange anisotropic

magnetic field of the antiferromagnetic layer 2 can be made larger after the first heat-treatment while suppressing the exchange anisotropic magnetic field of the bias layer 6 from generating after the first heat-treatment.

[0094] The relation between the composition of the antiferromagnetic layer and the magnitude of the exchange anisotropic magnetic field at the heat-treatment temperature of 245°C or 270°C will be described in detail hereinafter with reference to Fig. 18. The curves denoted by the marks (Δ) and (\blacktriangle) show the relations between the composition of the antiferromagnetic layer and the magnitude of the exchange anisotropic magnetic field in the top type single spin-valve thin film magnetic element in which the antiferromagnetic layer is disposed at the site biased against the substrate from the free magnetic layer (or the antiferromagnetic layer is disposed on the pinned magnetic layer). The marks (Δ) correspond to a heat-treatment at 270°C and the marks (\blacktriangle) corresponds to a heat-treatment at 245°C. The curves shown by the marks (\circ) and (\bullet) show the relations between the composition of the antiferromagnetic layer and the magnitude of the exchange anisotropic magnetic field in the bottom type single spin-valve thin film magnetic element in which the antiferromagnetic layer is disposed between the substrate and free magnetic layer (or the antiferromagnetic layer is disposed under the pinned

magnetic layer). The marks (O) correspond to a heat-treatment at 270°C and the marks (●) corresponds to a heat-treatment at 245°C.

[0095] Actually, the top type spin-valve thin film magnetic element corresponding to the curves denoted by the marks (Δ) and (\blacktriangle) comprises the insulation underlayer 200 made of an Al_2O_3 film (1000), the underlayer 210 made of a Ta film (50), the free magnetic layer 5 made of two layers of a Ni-Fe alloy film (70) and Co film (10), the non-magnetic conductive layer 4 made of a Cu film (30), the pinned magnetic layer 3 made of a Co film (25), the antiferromagnetic layer 2 made of a Pt_{m}Mn_n film (300), and the protective layer 220 made of a Ta film (50) sequentially laminated on the Si substrate K in this order as shown in Fig. 19.

[0096] The bottom type spin-valve thin film magnetic element corresponding to the curves denoted by the (O) and (●) comprises the insulation underlayer 200 made of an Al_2O_3 film (1000), the underlayer 210 made of a Ta film (30), the antiferromagnetic layer 2 made of a Pt_{m}Mn_n film (300), the pinned magnetic layer 3 made of a Co film (25), the non-magnetic conductive layer 4 made of a Cu film (26), the free magnetic layer 5 made of two layers of a Co film (10) and Ni-Fe alloy film (70), and the protective layer 220 made of a Ta film (50) sequentially laminated on the Si substrate K

in this order as shown in Fig. 20. The numerical value in the parenthesis denotes the thickness of each layer represented in an Angstrom unit.

[0097] The properties of the bottom type and top type spin-valve thin film magnetic elements shown in Fig. 18 are utilized in the method for manufacturing the spin-valve thin film magnetic element according to the present invention. In the spin-valve thin film magnetic element 1 according to the present invention as the bottom type spin-valve thin film magnetic element, the composition range of the alloy to be used for the antiferromagnetic layer 2 is preferably the same as the composition range of the antiferromagnetic layer of the bottom type spin-valve thin film magnetic element shown in Fig. 18, and the composition range of the alloy to be used for the bias layer 6 is preferably the same as the antiferromagnetic layer of the top type spin-valve thin film magnetic element shown in Fig. 18.

[0098] Fig. 18 clearly shows that m representing the composition ratio is preferably in the range of $48 \text{ at\%} \leq m \leq 60 \text{ at\%}$ when the antiferromagnetic layer of the bottom type spin-valve thin film magnetic element, or the antiferromagnetic layer 2 herein, is made of an alloy represented by $X_m \text{Mn}_{100-x}$ (wherein X is at least one element of Pt, Pd, Ir, Rh, Ru and Os). The composition ratio m of less than 48 at\% or more than 60 at\% is not preferable because

the crystal lattice of the X_mMn_{100-x} alloy is hardly converted into a $L1_0$ type ordered lattice even by applying the second heat-treatment at $270^\circ C$, or the unidirectional exchange coupling magnetic field is not exhibited.

[0099] The preferable range of m is $48 \text{ at\%} \leq m \leq 58 \text{ at\%}$. The composition ratio m of less than 48 at\% or more than 58 at\% is not preferable because the crystal lattice of the X_mMn_{100-x} alloy is hardly converted into the $L1_0$ type ordered lattice even by applying the first heat-treatment at $245^\circ C$ to fail in exhibiting an antiferromagnetic property, or the unidirectional exchange coupling magnetic field (exchange anisotropic magnetic field) is not exhibited.

[0100] It is also preferable that m and n representing the composition ratios are within the ranges of $48 \text{ at\%} \leq m + n \leq 60 \text{ at\%}$ and $0.2 \text{ at\%} \leq n \leq 40 \text{ at\%}$, when the antiferromagnetic layer of the bottom type spin-valve thin film magnetic element, or the antiferromagnetic layer 2, is made of an alloy represented by $Pt_mMn_{100-m-n}Z_n$ (wherein Z is at least one or plural elements of Pd, Ir, Rh, Ru and Os). The crystal lattice of the $Pt_mMn_{100-m-n}Z_n$ alloy is hardly converted into the $L1_0$ type ordered lattice even by applying the second heat-treatment at $270^\circ C$, or the antiferromagnetic property is not exhibited, when the composition ration ($m + n$) is less than 48 at\% or more than 60 at\% . Consequently, the unidirectional exchange coupling magnetic field is also

not exhibited. The composition ratio n of less than 0.2 at% and more than 40 at% are also not preferable, since an ordering accelerating effect of the antiferromagnetic layer crystal lattice is not sufficiently displayed in the former case while the exchange anisotropic magnetic field decreases in the latter case.

[0101] The composition ratio $(m + n)$ is preferable within the range of $49 \text{ at\%} \leq m + n \leq 58 \text{ at\%}$. The crystal lattice of the $\text{Pt}_m\text{Mn}_{100-m-n}\text{Z}_n$ alloy is hardly converted into the $L1_0$ type ordered lattice even by applying the first heat-treatment at 245°C , or the antiferromagnetic property is not exhibited, when the composition ration $(m + n)$ less than 48 at% or more than 58 at%. In other words, the composition ratio above is not preferable since the unidirectional exchange coupling magnetic field is not exhibited.

[0102] It is preferable that q and j representing the composition ratios are in the ranges of $48 \text{ at\%} \leq q + j \leq 60 \text{ at\%}$ and $0.2 \text{ at\%} \leq j \leq 10 \text{ at\%}$, when the antiferromagnetic layer of the bottom type spin-valve thin film magnetic element, or the antiferromagnetic layer 2, is represented by $\text{Pt}_q\text{Mn}_{100-q-j}\text{L}_j$ (wherein L represents at least one or plural elements of Au, Ag, Cr, Ni, Ne, Ar, Xe and Kr). The crystal lattice of the $\text{Pt}_q\text{Mn}_{100-q-j}\text{L}_j$ alloy is hardly converted into the $L1_0$ type ordered lattice even by applying the second heat-treatment at 270°C when the composition ratio $(q + j)$ is

less than 48 at% or more than 60 at%, failing in exhibiting the antiferromagnetic property. In other words, the composition ratios are not preferable since the unidirectional exchange coupling magnetic field is not exhibited. The composition ratios j of less than 0.2 at% and 10 at% are also not preferable since the unidirectional exchange coupling magnetic field is not sufficiently improved in the former case while the unidirectional exchange coupling magnetic field decreases in the latter case.

[0103] Accordingly, the composition ratio $(q + j)$ is preferably in the range of $48 \text{ at\%} \leq q + j \leq 58 \text{ at\%}$. The crystal lattice of the $\text{Pt}_q\text{Mn}_{100-q-j}\text{L}_j$ alloy is hardly converted into the Ll_0 type ordered lattice when the composition ratio $(q + j)$ is less than 48 at% or more than 58 at% even by applying the first heat treatment at 245°C , failing in exhibiting the antiferromagnetic property. In other words, the composition ratios are not preferable since the unidirectional exchange coupling magnetic field is not exhibited.

[0104] Fig. 18 clearly shows that m representing the composition ratio is preferably in the range of $52 \text{ at\%} \leq m \leq 60 \text{ at\%}$ when the antiferromagnetic layer of the top type spin-valve thin film magnetic element, or the bias layer 6 herein, is made of an alloy represented by $\text{X}_m\text{Mn}_{100-m}$ (wherein X

is at least one element of Pt, Pd, Ir, Rh, Ru and Os). The crystal lattice of the X_mMn_{100-m} alloy is hardly converted into the L₁₀ type ordered lattice even by applying the second heat-treatment at 270°C, failing in exhibiting the antiferromagnetic property. In other words, the composition ratios are not preferable since the unidirectional exchange coupling magnetic field is not exhibited.

[0105] The composition ratios m and n are preferably in the ranges of 52 at% ≤ $m + n$ ≤ 60 at% and 0.2 at% ≤ n ≤ 40 at% when the antiferromagnetic layer of the top type spin-valve thin film magnetic element, or the bias layer 6, is made of an alloy represented by $Pt_mMn_{100-m-n}Z_n$ (wherein Z is at least one or plural elements of Pd, Ir, Rh, Ru and Os). The composition ratio ($m + n$) of less than 52 at% or more than 60 at% is not preferable since the crystal lattice of the $Pt_mMn_{100-m-n}Z_n$ alloy is hardly converted into the L₁₀ type ordered lattice even by applying the second heat-treatment at 270°C, failing in exhibiting the antiferromagnetic property. The composition range is also not preferable since the alloy does not exhibit the unidirectional exchange coupling magnetic field. The composition ratios n of less than 0.2 at% and more than 40 at% are also not preferable since an ordering accelerating effect of the antiferromagnetic layer crystal lattice, or an effect for increasing the exchange anisotropic magnetic field, is not

sufficiently exhibited in the former case while the exchange anisotropic magnetic field decreases in the latter case.

[0106] The composition ratios q and j are preferably in the ranges of $52 \text{ at\%} \leq q + j \leq 60 \text{ at\%}$ and $0.2 \text{ at\%} \leq j \leq 10 \text{ at\%}$ when the antiferromagnetic layer of the top type spin-valve thin film magnetic element, or the bias layer 6 herein, is made of an alloy represented by $\text{Pt}_q\text{Mn}_{100-q-j}\text{L}_j$ (wherein L is at least one or plural elements of Au, Ag, Cr, Ni, Ne, Ar, Xe and Kr). The crystal lattice of the $\text{Pt}_q\text{Mn}_{100-q-j}\text{L}_j$ alloy is hardly converted into the Ll_0 type ordered lattice even by applying the second heat treatment at 270°C when the composition ratios ($q + j$) is less than 52 at% or more than 60 at%, failing in exhibiting the antiferromagnetic property. Accordingly, the composition ratio is not preferable since the unidirectional exchange coupling magnetic field is not exhibited. The composition ratios j of less than 0.2 at% and more than 10 at% are also not preferable since the effect for improving the unidirectional exchange coupling magnetic field by adding the element L is not sufficiently displayed in the former case, and the unidirectional exchange anisotropic magnetic field decreases in the latter case.

[0107] Fig. 18 clearly shows that m representing the composition ratio of the antiferromagnetic layer and bias layer is preferably within the range of $52 \text{ at\%} \leq m \leq 58 \text{ at\%}$, when the antiferromagnetic layer of the bottom type spin-

valve thin film magnetic element, or the antiferromagnetic layer 2 herein, and the antiferromagnetic layer of the top type spin-valve thin film magnetic element, or the bias layer 6 herein, are made of an alloy represented by X_mMn_{100-m} (wherein X is at least one element of Pt, Pd, Ir, Rh, Ru and Os).

[0108] The crystal lattice of the X_mMn_{100-m} alloy constituting the bias layer 6 is hardly converted into the Ll₀ type ordered lattice even by applying the second heat treatment at 270°C when the composition ratio m is less than 52%, failing in exhibiting the antiferromagnetic property. The composition ratio is also not preferable since the unidirectional exchange coupling magnetic field is not exhibited. When the composition ratio m is larger than 58 at%, on the other hand, the crystal lattice of the X_mMn_{100-m} alloy constituting the antiferromagnetic layer 2 is hardly converted into the Ll₀ type ordered lattice even by applying the first heat treatment at 245°C, failing in exhibiting the antiferromagnetic property. The composition ratio is therefore not preferable since the unidirectional exchange coupling magnetic field is not exhibited.

[0109] The composition ratio m of the antiferromagnetic layer 2 and the bias layer 6 is more preferably in the range of 52 at% ≤ m ≤ 56.5 at% when the antiferromagnetic layer 2 and the bias layer 6 are made of the alloy represented by

X_mMn_{100-m} . The crystal lattice of the X_mMn_{100-m} alloy is hardly converted into the $L1_0$ type ordered lattice even by applying the second heat-treatment at $270^\circ C$ when the composition ratio is less than 52 at%, failing in exhibiting the antiferromagnetic property. The composition ratio is not preferable since the unidirectional exchange coupling field is not exhibited. The composition ratio m larger than 56.5 at% is also not preferable since, although the exchange anisotropic magnetic field of the antiferromagnetic layer 2 becomes larger than the exchange anisotropic magnetic field of the bias layer 6, the difference between them is small after applying the first heat-treatment at $245^\circ C$. The pinned magnetic layer 3 is magnetized in the same direction as the magnetization direction of the free magnetic layer 5, or the magnetization direction of the free magnetic layer 5 is hardly aligned in the direction perpendicular to the magnetization direction of the pinned magnetic layer 3 by applying the second heat-treatment at $270^\circ C$ when the composition ratio m is in the range as described above.

[0110] The composition ratio m of the antiferromagnetic layer 2 and bias layer 6 is most preferably in the range of $52 \text{ at\%} \leq m \leq 55.2 \text{ at\%}$ when the antiferromagnetic layer 2 and bias layer 6 are made of the alloy represented by X_mMn_{100-m} . The crystal lattice of the X_mMn_{100-m} alloy is hardly converted into the $L1_0$ type ordered lattice even by applying the second heat-treatment at $270^\circ C$ when the composition ratio m

is less than 52 at%, failing in exhibiting the antiferromagnetic property. The composition ratio is not preferable since the unidirectional exchange coupling magnetic field is not exhibited. The composition ratio m larger than 55.2 at% is also not preferable since, although the exchange anisotropic magnetic field of the antiferromagnetic layer 2 becomes larger than the exchange anisotropic magnetic field of the bias layer 6, the difference between them is small after applying the first heat-treatment at 245°C. The pinned magnetic layer 3 is magnetized in the same direction as the magnetization direction of the free magnetic layer 5, or the magnetization direction of the free magnetic layer 5 is hardly aligned in the direction perpendicular to the magnetization direction of the pinned magnetic layer 3 by applying the second heat-treatment at 270°C when the composition ratio m is in the range as described above.

[0111] Accordingly, the exchange anisotropic magnetic field of the antiferromagnetic layer 2 becomes larger than the exchange anisotropic magnetic field of the bias layer 6, and the difference of the exchange coupling magnetic fields between the antiferromagnetic layer 2 and bias layer 6 also remains large after applying the second heat treatment when the composition ratio m of the antiferromagnetic layer 2 and bias layer 6 falls within the range of $52 \text{ at\%} \leq m \leq 55.2 \text{ at\%}$. The composition ratio is preferable because the

magnetization direction of the pinned magnetic layer 3 remains unchanged and is fixed while allowing the magnetization direction of the free magnetic layer 5 to be smoothly changed in response to the signal magnetic field applied from the magnetic recording medium.

[0112] When the antiferromagnetic layer 2 and bias layer 6 are made of an alloy represented by $Pt_mMn_{100-m-n}Z_n$ (wherein Z is at least one or plural elements of Pd, Ir, Rh, Ru and Os), m and n representing the composition ratios are preferably in the ranges of $52 \text{ at\%} \leq m + n \leq 58 \text{ at\%}$ and $0.2 \text{ at\%} \leq n \leq 40 \text{ at\%}$.

[0113] The crystal lattice of the $Pt_mMn_{100-m-n}Z_n$ alloy constituting the bias layer 6 is hardly converted into the $L1_0$ type ordered lattice even by applying the second heat treatment at $270^\circ C$ when $(m + n)$ is less than 52 at%, failing in exhibiting the antiferromagnetic property. The composition ratios are not preferable since the unidirectional exchange coupling magnetic field is not exhibited. When the composition ratio $(m + n)$ is larger than 58 at%, on the other hand, the crystal lattice of the $Pt_mMn_{100-m-n}Z_n$ alloy constituting the antiferromagnetic layer 2 is hardly converted into the $L1_0$ type ordered lattice even by applying the first heat treatment at $245^\circ C$, failing in exhibiting the antiferromagnetic property. The composition ratios are not preferable since the unidirectional exchange

coupling magnetic field is not exhibited. The composition ratio n of less than 0.2 at% and more than 40 at% is also not preferable since the effect for improving the unidirectional exchange coupling magnetic field by adding the element Z in the former case is not sufficiently displayed, and the unidirectional exchange coupling magnetic field decreases in the latter case.

[0114] The composition ratios m and n are more preferably in the ranges of $52 \text{ at\%} \leq m + n \leq 56.5 \text{ at\%}$ and $0.2 \text{ at\%} \leq n \leq 40 \text{ at\%}$, when the antiferromagnetic layer 2 and bias layer 6 are made of the alloy represented by $\text{Pt}_m\text{Mn}_{100-m-n}\text{Z}_n$.

[0115] The crystal lattice of the $\text{Pt}_m\text{Mn}_{100-m-n}\text{Z}_n$ alloy is hardly converted into the Ll_0 type ordered lattice even by applying the second heat treatment at 270°C when the composition ratio $(m + n)$ is less than 52 at%, failing in exhibiting the antiferromagnetic property. The composition ratio is not preferable since the unidirectional exchange coupling magnetic field is not exhibited. The composition ratio $(m + n)$ of larger than 56.5 at% is not preferable because, although the exchange anisotropic magnetic field of the antiferromagnetic layer 2 becomes larger than the exchange anisotropic magnetic field of the bias layer 6 when, the difference between them is so small that the pinned magnetic layer 3 is magnetized in the same direction as the magnetization direction of the free magnetic layer 5, or the

magnetization direction of the free magnetic layer 5 is hardly aligned in the direction perpendicular to the magnetization direction of the pinned magnetic layer 3 by applying the second heat-treatment at 270°C. The composition ratios of smaller than 0.2 at% or larger than 40 at% are also not preferable since the effect for improving the unidirectional exchange coupling magnetic field by adding the element Z is not fully displayed in the former case, and the unidirectional exchange coupling magnetic field decreases in the latter case.

[0116] The composition ratios m and n are more preferably in the ranges of $52 \text{ at\%} \leq m + n \leq 55.2 \text{ at\%}$ and $0.2 \text{ at\%} \leq n \leq 40 \text{ at\%}$ when the antiferromagnetic layer 2 and bias layer 6 are made of the alloy represented by $\text{Pt}_m\text{Mn}_{100-m-n}\text{Z}_n$.

[0117] The crystal lattice of the $\text{Pt}_m\text{Mn}_{100-m-n}\text{Z}_n$ alloy is hardly converted into the Ll_0 type ordered lattice even by applying the second heat-treatment at 270°C when the composition ratio m is less than 52 at%, failing in exhibiting the antiferromagnetic property. The composition ratio is not preferable since the unidirectional exchange coupling magnetic field is not exhibited. The composition ratio $(m + n)$ larger than 55.2 at% is also not preferable because, although the exchange coupling magnetic field of the antiferromagnetic layer 2 becomes larger than the exchange coupling magnetic field of the bias layer 6, the

difference between them is so small that the pinned magnetic layer 3 is magnetized in the same direction as the magnetization direction of the free magnetic layer 5, or the magnetization direction of the free magnetic layer 5 is hardly aligned in the direction perpendicular to the magnetization direction of the pinned magnetic layer 3 by applying the second heat treatment at 270°C. The composition ratio n of less than 0.2 at% or larger than 40 at% is also not preferable since the effect for improving the unidirectional exchange coupling magnetic field by adding the element Z is not fully displayed in the former case, and the unidirectional exchange coupling magnetic field decreases in the latter case.

[0118] Accordingly, the composition ratios of the antiferromagnetic later 2 and bias layer 6 in the ranges of $52 \text{ at\%} \leq m + n \leq 55.2 \text{ at\%}$ and $0.2 \text{ at\%} \leq n \leq 40 \text{ at\%}$ are preferable since the exchange anisotropic magnetic field of the antiferromagnetic later 2 becomes larger than the exchange coupling magnetic field of the bias layer 6 by applying the first heat-treatment, and the difference between the exchange coupling magnetic fields of the antiferromagnetic layer 2 and bias layer 6 remains large after applying the second heat-treatment. Consequently, the magnetization direction of the pinned magnetic layer 3 is not changed and fixed against the signal magnetic field from

the magnetic recording medium, while allowing the magnetization direction of the free magnetic layer 5 to be smoothly changed.

[0119] The composition ratios q and j are preferably in the ranges of $52 \text{ at\%} \leq q + j \leq 58 \text{ at\%}$ and $0.2 \text{ at\%} \leq j \leq 10 \text{ at\%}$ when the antiferromagnetic layer 2 and bias layer 6 are made of an alloy represented by $\text{Pt}_q\text{Mn}_{100-q-j}\text{L}_j$ (wherein L is at least one or plural elements of Au, Ag, Cr, Ni, Ne, Ar, Xe and Kr).

[0120] The crystal lattice of the $\text{Pt}_q\text{Mn}_{100-q-j}\text{L}_j$ alloy constituting the bias layer 6 is hardly converted into the Ll_0 type ordered lattice even by applying the second heat-treatment at 270°C when $(q + j)$ is less than 52 at\% , failing in exhibiting the antiferromagnetic property. The composition ratios are therefore not preferable since the unidirectional ferromagnetic property cannot be exhibited. The crystal lattice of the $\text{Pt}_q\text{Mn}_{100-q-j}\text{L}_j$ alloy constituting the antiferromagnetic layer 2 is hardly converted into the Ll_0 type ordered lattice even by applying the first heat-treatment at 245°C when $(q + j)$ is more than 58 at\% , failing in exhibiting the antiferromagnetic property. The composition ratio j of less than 0.2 at\% and more than 10 at\% is also not preferable since the effect for improving the unidirectional exchange coupling magnetic field by adding the element L is not sufficiently improved in the

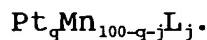
former case, and the unidirectional exchange coupling magnetic field decreases in the latter case.

[0121] The composition ratios q and j are more preferably in the ranges of $52 \text{ at\%} \leq q + j \leq 56.5 \text{ at\%}$ and $0.2 \text{ at\%} \leq j \leq 10 \text{ at\%}$ when the antiferromagnetic layer 2 and bias layer 6 are made of the alloy represented by $\text{Pt}_q\text{Mn}_{100-q-j}\text{L}_j$.

[0122] The crystal lattice of the $\text{Pt}_q\text{Mn}_{100-q-j}\text{L}_j$ alloy constituting the bias layer 6 is hardly converted into the $\text{L}1_0$ type ordered lattice even by applying the second heat-treatment at 270°C when the composition ratio $(q + j)$ is less than 52 at\% , failing in exhibiting the antiferromagnetic property. The composition ratio is therefore not preferable since the unidirectional exchange coupling magnetic field is not displayed. The composition ratio $(q + j)$ of more than 56.5 at\% is also not preferable since, although the exchange anisotropic magnetic field of the antiferromagnetic layer 2 becomes larger than the exchange anisotropic magnetic field of the bias layer 6 by applying the first heat-treatment at 245°C , the difference between them is so small that the pinned magnetic layer 3 is magnetized in the same direction as the magnetization direction of the free magnetic layer 5 by applying the second heat-treatment at 270°C , or the magnetization direction of the free magnetic layer 5 is hardly aligned in the direction perpendicular to the magnetization direction

of the pinned magnetic layer 3. The composition ratio j of less than 0.2 at% and more than 10 at% is also not preferable since the effect for improving the unidirectional exchange coupling magnetic field by adding the element L is not sufficiently improved in the former case, and the unidirectional exchange coupling magnetic field decreases in the latter case.

[0123] The composition ratios q and j are more preferably within the ranges of $52 \text{ at\%} \leq q + j \leq 55.2 \text{ at\%}$ and $0.2 \text{ at\%} \leq j \leq 10 \text{ at\%}$ when the antiferromagnetic layer 2 and bias layer 6 are made of the alloy represented by



[0124] The crystal lattice of the $\text{Pt}_q\text{Mn}_{100-q-j}\text{L}_j$ alloy constituting the bias layer 6 is hardly converted into the Ll_0 type ordered lattice even by applying the second heat-treatment at 270°C when the composition ratio q is less than 52 at%, failing in exhibiting the antiferromagnetic property. The composition ratio is therefore not preferable since the unidirectional exchange coupling magnetic field is not displayed. The composition ratio $(q + j)$ of more than 55.2 at% is also not preferable since, although the exchange anisotropic magnetic field of the antiferromagnetic layer 2 becomes larger than the exchange anisotropic magnetic field of the bias layer 6 by applying the first heat-treatment at 245°C , the difference between them is so small that the

pinned magnetic layer 3 is magnetized in the same direction as the magnetization direction of the free magnetic layer 5, or the magnetization direction of the free magnetic layer 5 is hardly aligned in the direction perpendicular to the magnetization direction of the pinned magnetic layer 3 by applying the second heat-treatment at 270°C. The composition ratio j of less than 0.2 at% and more than 10 at% is also not preferable since the effect for improving the unidirectional exchange coupling magnetic field by adding the element L is not sufficiently improved in the former case, and the unidirectional exchange coupling magnetic field decreases in the latter case.

[0125] Accordingly, the composition ratios q and j of the antiferromagnetic layer 2 and bias layer 6 are preferably in the range of $52 \text{ at\%} \leq q + j \leq 55.2 \text{ at\%}$ and $0.2 \text{ at\%} \leq j \leq 10 \text{ at\%}$, because the exchange anisotropic magnetic field of the antiferromagnetic layer 2 becomes larger than the exchange coupling magnetic field of the bias layer 6 by the first heat-treatment, and the difference between the exchange coupling magnetic fields of the antiferromagnetic layer 2 and bias layer 6 remains large after applying the second heat-treatment. Consequently, the magnetization direction of the pinned magnetic layer 3 is fixed and remains unchanged while the magnetization direction of the free magnetic layer 5 is allowed to smoothly change.

[0126] When the composition of the antiferromagnetic layer of the bottom type spin-valve thin film magnetic element, or the antiferromagnetic layer 2 herein, is made to be different from the composition of the antiferromagnetic layer of the top type spin-valve thin film magnetic element, or the bias layer 6 herein, for example when the Mn concentration of the antiferromagnetic layer 2 is adjusted to be higher than the Mn concentration of the bias layer 6, the difference between the magnitudes of the exchange coupling magnetic fields of the two layers after the first heat-treatment may become more evident, thereby enabling the magnetization direction of the free magnetic layer 5 to be more certainly perpendicular to the magnetization direction of the pinned magnetic layer 3 after the second heat-treatment. In addition, the difference between the magnitudes of the exchange anisotropic magnetic fields of the antiferromagnetic layer 2 and bias layer 6 having different Mn concentrations with each other may be made further evident after the second heat-treatment. Consequently, the magnetization direction of the pinned magnetic layer 3 is fixed and unchanged, while the magnetization direction of the free magnetic layer 5 is allowed to smoothly change.

[0127] Accordingly, the bias layer 6 is preferably made of the alloy represented by X_mMn_{100-m} (wherein X is at least

one element of Pt, Pd, Ir, Rh, Ru and Os, and m representing the composition ratio is $52 \text{ at\%} \leq m \leq 60 \text{ at\%}$), and the antiferromagnetic layer 2 is preferably made of the alloy represented by $X_m \text{Mn}_{100-m}$ (wherein X is at least one element of Pt, Pd, Ir, Rh, Ru and Os, and m representing the composition ratio is $48 \text{ at\%} \leq m \leq 58 \text{ at\%}$).

[0128] The crystal lattice of the $X_m \text{Mn}_{100-m}$ alloy constituting the bias layer 6 is hardly converted into the $L1_0$ type ordered lattice even by applying the second heat-treatment at 270°C as shown in Fig. 18, when the composition ratio m of the bias layer 6 is less than 52 at% or more than 60 at%, failing in exhibiting the antiferromagnetic property. The composition ratio is therefore not preferable since the unidirectional exchange coupling magnetic field is not displayed. When the composition ratio m of the antiferromagnetic layer 2 is less than 48 at% or more than 58 at%, on the other hand, the crystal lattice of the $X_m \text{Mn}_{100-m}$ alloy constituting the antiferromagnetic layer 2 is hardly converted into the $L1_0$ type ordered lattice even by applying the first heat-treatment at 245°C , failing in exhibiting the antiferromagnetic property. The composition ratio is also not preferable since the unidirectional exchange coupling magnetic field is not displayed.

[0129] Accordingly, the composition ratio of the antiferromagnetic layer 2 and the composition range of the

bias layer 6 may be selected within the ranges of $52 \text{ at\%} \leq m \leq 60 \text{ at\%}$ and $48 \text{ at\%} \leq m \leq 58 \text{ at\%}$, respectively, with different compositions with each other, so that the exchange anisotropic magnetic field of the antiferromagnetic layer 2 becomes larger than the exchange anisotropic magnetic field of the bias layer 6 after applying the first heat-treatment at 245°C , and the exchange anisotropic magnetic field of the antiferromagnetic layer 2 becomes larger than the exchange anisotropic magnetic field of the bias layer 6 after applying the second heat-treatment at 270°C .

[0130] A combination of the compositions that allows the difference between the magnitudes of the exchange coupling magnetic field of the antiferromagnetic layer 2 and the exchange anisotropic magnetic field of the bias layer 6 to be more distinct after applying the first and second heat-treatments, respectively, is possible by selecting the composition ratios that satisfy the foregoing conditions so that the composition ratios of the ferromagnetic layer and bias layer are different with each other, as compared with the case when the antiferromagnetic layer 2 and bias layer 6 have the same composition with each other. The degree of design freedom may be improved under the conditions described above.

[0131] The magnitude of the exchange anisotropic magnetic field of the antiferromagnetic layer 2 can be made

to be larger than the magnitude of the exchange anisotropic magnetic field of the bias layer 6 by applying the first heat-treatment. In addition, it is possible to align the magnetization direction of the free magnetic layer 5 so as to intersect the magnetization direction of the pinned magnetic layer 3 by applying the second heat-treatment, without deteriorating the exchange anisotropic magnetic field or without changing the magnetization direction of the antiferromagnetic layer 2 by the second heat-treatment while tightly fixing the magnetization direction of the pinned magnetic layer 3. It is also possible to make the magnitude of the exchange anisotropic magnetic field of the antiferromagnetic layer 2 to be larger than the magnitude of the exchange anisotropic magnetic field of the bias layer 6 by applying the second heat treatment. The magnetization direction of the pinned magnetic layer 3 is fixed to remain unchanged against the applied signal magnetic field from the magnetic recording medium, thereby enabling the magnetization direction of the free magnetic layer 5 to be smoothly changed.

[0132] In another preferable combination of the antiferromagnetic layer 2 and bias layer 6, the bias layer 6 is made of an alloy represented by $Pt_nMn_{100-m-n}Z_n$ (wherein Z is at least one or plural elements of Pd, Ir, Rh, Ru, and Os, and the composition ratios m and n are within the ranges of

52 at% \leq m + n \leq 60 at% and 0.2 at% \leq n \leq 40 at%), and the antiferromagnetic layer 2 is made of the alloy represented by $Pt_mMn_{100-m-n}Z_n$ (wherein Z is at least one or plural elements of Pd, Ir, Rh, Ru, and Os, and the composition ratios m and n are within the ranges of 48 at% \leq m + n \leq 58 at% and 0.2 at% \leq n \leq 40 at%).

[0133] When the composition (m + n) of the bias layer 6 is less than 52 at% or more than 60 at%, the crystal lattice of the $Pt_mMn_{100-m-n}Z_n$ alloy constituting the bias layer 6 is hardly converted into the L1₀ type ordered lattice even by applying the second heat-treatment at 270°C, failing in exhibiting the antiferromagnetic property. The composition ratio is therefore not preferable since the unidirectional exchange coupling magnetic field is not displayed. The composition ratio n of the bias layer 6 of less than 0.2 at% or more than 40% is also not preferable since the effect for improving the unidirectional exchange coupling magnetic field by adding the element Z is not fully displayed in the former case, while the unidirectional exchange coupling magnetic field decreases in the latter case.

[0134] When the composition (m + n) of the antiferromagnetic layer 2 is less than 48 at% or more than 58 at%, the crystal lattice of the $Pt_mMn_{100-m-n}Z_n$ alloy constituting the antiferromagnetic layer 2 is hardly converted into the L1₀ type ordered lattice even by applying

the first heat-treatment at 245°C, failing in exhibiting the antiferromagnetic property. The composition ratio is therefore not preferable since the unidirectional exchange coupling magnetic field is not displayed. The composition ratio n of the antiferromagnetic layer 2 of less than 0.2 at% or more than 40 at% is also not preferable since the effect for improving the unidirectional exchange coupling magnetic field by adding the element Z is not fully displayed in the former case, while the unidirectional exchange coupling magnetic field decreases in the latter case.

[0135] Accordingly, the composition ratio of the antiferromagnetic layer 2 and the composition ratio of the bias layer 6 may be selected within the ranges of $48 \text{ at\%} \leq m + n \leq 58 \text{ at\%}$ and $52 \text{ at\%} \leq m + n \leq 60 \text{ at\%}$, respectively, with different composition ratios with each other, so that the exchange anisotropic magnetic field of the antiferromagnetic layer 2 becomes larger than the exchange anisotropic magnetic field of the bias layer 6 after applying the first heat-treatment at 245°C, and so that the exchange anisotropic magnetic field of the antiferromagnetic layer 2 becomes larger than the exchange anisotropic magnetic field of the bias layer 6 after applying the second heat-treatment at 270°C.

[0136] A combination of the compositions that allows

the difference between the magnitudes of the exchange coupling magnetic field of the antiferromagnetic layer 2 and the exchange anisotropic magnetic field of the bias layer 6 to be more distinct after applying the first and second heat-treatments, respectively, is possible by selecting the composition ratios that satisfy the foregoing conditions so that the composition ratios of the ferromagnetic layer and bias layer are different with each other, as compared with the case when the antiferromagnetic layer 2 and bias layer 6 have the same composition with each other. The degree of design freedom may be improved under the conditions as described above.

[0137] The magnitude of the exchange anisotropic magnetic field of the antiferromagnetic layer 2 can be made to be larger than the magnitude of the exchange anisotropic magnetic field of the bias layer 6 by applying the first heat-treatment. In addition, it is possible to align the magnetization direction of the free magnetic layer 5 so as to intersect the magnetization direction of the pinned magnetic layer 3 by applying the second heat-treatment, without deteriorating the exchange anisotropic magnetic field or changing the magnetization direction of the antiferromagnetic layer 2 by the second heat-treatment while tightly fixing the magnetization direction of the pinned magnetic layer 3. It is also possible to make the magnitude

of the exchange anisotropic magnetic field of the antiferromagnetic layer 2 to be larger than the magnitude of the exchange anisotropic magnetic field of the bias layer 6 by applying the second heat treatment. Consequently, the magnetization direction of the pinned magnetic layer 3 is fixed to remain unchanged against the applied signal magnetic field from the magnetic recording medium, thereby enabling the magnetization direction of the free magnetic layer 5 to be smoothly changed.

[0138] In another preferable combination of the antiferromagnetic layer 2 and bias layer 6, the bias layer 6 is made of an alloy represented by $Pt_qMn_{100-q-j}L_j$ (wherein L is at least one or plural elements of Au, Ag, Cr, Ni, Ne, Ar, Xe and Kr, and the composition ratios q and j are within the ranges of $52 \text{ at\%} \leq q + j \leq 60 \text{ at\%}$ and $0.2 \text{ at\%} \leq j \leq 10 \text{ at\%}$), and the antiferromagnetic layer 2 is made of the alloy represented by $Pt_qMn_{100q-j}L_j$ (wherein L is at least one or plural elements of Au, Ag, Cr, Ni, Ne, Ar, Xe and Kr, and the composition ratios q and j are within the ranges of $48 \text{ at\%} \leq q + j \leq 58 \text{ at\%}$ and $0.2 \text{ at\%} \leq j \leq 10 \text{ at\%}$).

[0139] When the composition ($q + j$) of the bias layer 6 is less than 52 at% or more than 60 at%, the crystal lattice of the $Pt_qMn_{100q-j}L_j$ alloy constituting the bias layer 6 is hardly converted into the $L1_0$ type ordered lattice even by applying the second heat-treatment at $270^\circ C$, failing in

exhibiting the antiferromagnetic property. The composition ratio is therefore not preferable since the unidirectional exchange coupling magnetic field is not displayed. The composition ratio j of the bias layer 6 of less than 0.2 at% or more than 10% is also not preferable since the effect for improving the unidirectional exchange coupling magnetic field by adding the element L is not fully displayed in the former case, while the unidirectional exchange coupling magnetic field decreases in the latter case.

[0140] When the composition ($q + j$) of the antiferromagnetic layer 2 is less than 52 at% or more than 58 at%, the crystal lattice of the $Pt_qMn_{100-q-j}L_j$ alloy constituting the antiferromagnetic layer 2 is hardly converted into the $L1_0$ type ordered lattice even by applying the first heat-treatment at 245°C, failing in exhibiting the antiferromagnetic property. The composition ratio is therefore not preferable since the unidirectional exchange coupling magnetic field is not displayed. The composition ratio j of the antiferromagnetic layer 2 of less than 0.2 at% or more than 10 at% is also not preferable since the effect for improving the unidirectional exchange coupling magnetic field by adding the element L is not fully displayed in the former case, while the unidirectional exchange coupling magnetic field decreases in the latter case.

[0141] Accordingly, the composition ratio of the antiferromagnetic layer 2 and the composition ratio of the bias layer 6 may be selected within the ranges of $48 \text{ at\%} \leq q + j \leq 58 \text{ at\%}$ and $52 \text{ at\%} \leq q + j \leq 60 \text{ at\%}$, respectively, with different composition ratios with each other, so that the exchange anisotropic magnetic field of the antiferromagnetic layer 2 becomes larger than the exchange anisotropic magnetic field of the bias layer 6 after applying the first heat-treatment at 245°C , and so that the exchange anisotropic magnetic field of the antiferromagnetic layer 2 becomes larger than the exchange anisotropic magnetic field of the bias layer 6 after applying the second heat-treatment at 270°C .

[0142] A combination of the compositions that allows the difference between the magnitudes of the exchange coupling magnetic field of the antiferromagnetic layer 2 and the exchange anisotropic magnetic field of the bias layer 6 to be more distinct after applying the first and second heat-treatments, respectively, is possible by selecting the composition ratios that satisfy the foregoing conditions so that the composition ratios of the ferromagnetic layer and bias layer are different with each other, as compared with the case when the antiferromagnetic layer 2 and bias layer 6 have the same composition with each other. The degree of design freedom may be improved under the conditions as

described above.

[0143] The magnitude of the exchange anisotropic magnetic field of the antiferromagnetic layer 2 can be made to be larger than the magnitude of the exchange anisotropic magnetic field of the bias layer 6 by applying the first heat-treatment. In addition, it is possible to align the magnetization direction of the free magnetic layer 5 so as to intersect the magnetization direction of the pinned magnetic layer 3 by applying the second heat-treatment, without deteriorating the exchange anisotropic magnetic field or changing the magnetization direction of the antiferromagnetic layer 2 by the second heat-treatment while tightly fixing the magnetization direction of the pinned magnetic layer 3. It is also possible to make the magnitude of the exchange anisotropic magnetic field of the antiferromagnetic layer 2 to be larger than the magnitude of the exchange anisotropic magnetic field of the bias layer 6 by applying the second heat treatment. Consequently, The magnetization direction of the pinned magnetic layer 3 is fixed to remain unchanged against the applied signal magnetic field from the magnetic recording medium, thereby enabling the magnetization direction of the free magnetic layer 5 to be smoothly changed.

[0144] Since the free magnetic layer 5 has a groove 5B in which a Track groove 5A having a width corresponding to

the track width T_w is provided on the surface opposed to the direction for providing the pinned magnetic layer 3 (or on the surface opposed to the substrate K), the track width T_w can be accurately determined depending on the width of the groove 5B in the spin-valve thin film magnetic element 1 according to the present invention. In manufacturing the spin-valve thin film magnetic element 1, the bias layers 6 disposed on the flat portions 5C at both sides of the groove 5B of the free magnetic layer 5 are not left behind on the groove 5B. Consequently, magnetic moment of the free magnetic layer 5 smoothly rotates against subtle leak magnetic flux from the magnetic recording medium to enable the spin-valve thin film magnetic element 1 to have high sensitivity.

[0145] Since the antiferromagnetic layer 2 and bias layer 6 are made of the alloy containing Mn and at least one or plural elements of Pt, Pd, Rh, Ru, Ir, Os, Au, Ag, Cr and Ni, the spin-valve thin film magnetic element 1 having good heat resistance as well as excellent temperature characteristics is obtained. Although the element is heated at high temperatures due to the environmental temperature in the hard disk device and Joule heat generated by the sense current flowing through the element in a device such as the thin film magnetic head, the spin-valve thin film magnetic element 1 may have excellent performance with good heat

resistance since fluctuation of the exchange anisotropic magnetic field (exchange coupling magnetic field) due to temperature variation is small. Since the antiferromagnetic layer 2 is made of the alloys as hitherto described, the blocking temperature becomes so high that a large exchange anisotropic magnetic field is generated in the antiferromagnetic layer 2, thereby enabling the magnetization direction of the pinned magnetic layer to be tightly fixed.

[0146] An alloy containing Mn and at least one or plural elements of Pt, Pd, Rh, Ru, Ir, Os, Au, Ag, Cr and Ni is used for the antiferromagnetic layer 2 and bias layer 6 in the method for manufacturing the spin-valve thin film magnetic element. The magnetization direction of the pinned magnetic layer 3 is fixed by the first heat-treatment, and the magnetization direction of the free magnetic layer 5 is aligned in the direction intersecting the magnetization direction of the pinned magnetic layer. Accordingly, the magnetization direction of the free magnetic layer 5 can be aligned to intersect the magnetization direction of the pinned magnetic layer 3, enabling the spin-valve thin film magnetic element 1 having good heat resistance.

[0147] The laminated body a1 is heat-treated after sequentially laminating the antiferromagnetic layer 2, pinned magnetic layer 3, non-magnetic conductive layer 4,

free magnetic layer 5 and bias layer 6 on the substrate. Therefore, the surface of each layer formed between the substrate K and bias layer 6 does not contact the air during the steps for forming the laminated body a1. Accordingly, the manufacturing process is simplified and reproducible since cleaning of the surface of each layer by, for example, ion milling and inverse sputtering is not needed, in contrast to the manufacturing method by which the layers may possibly contact the air. Eliminating the need of cleaning step by ion milling and inverse sputtering makes the manufacturing method excellent by eliminating failures caused by the cleaning steps such as contamination by re-adhesion or adverse effects on the exchange anisotropic magnetic field due to irregular crystallinity on the surface.

[0148] The recess 6A having a width close to the track width Tw is formed by removing a part of the bias layer 6, and the track groove 5A having a width corresponding to the track width Tw of the free magnetic layer 5 is formed under the position corresponding to the recess 6A. Consequently, the track width Tw is formed with high precision since the bias layer 6 is not left behind at the bottom 5D of the track groove 5A even when the thickness of the bias layer 6 is irregular, enabling the spin-valve type thin film magnetic element 1 capable of complying with high density recording to be obtained. The element is also easily

manufactured because the bias layer 6 is completely removed by a simple method.

[0149] Since the thin film magnetic head comprises the spin-valve type thin film magnetic element 1 provided on the slider 151, the thin film magnetic head is excellent in durability and heat resistance while exhibiting a sufficient magnitude of the exchange anisotropic magnetic field.

[0150] While one layer each of the pinned magnetic layer 3 and free magnetic layer 5 are provided on and under the non-magnetic conductive layer 4 in the direction of thickness in the spin-valve thin film magnetic element 1 according to the first embodiment of the present invention, these layers may have plural layer structures, respectively.

[0151] The mechanism for exhibiting a change in giant magnetic resistance is based on spin-dependent scattering of conductive electrons at the interface between the non-magnetic conductive layer 4, and the pinned magnetic layer 3 or free magnetic layer 5. A combination of the non-magnetic conductive layer 4 comprising Cu and a Co layer is an example for exhibiting large spin-dependent scattering. Accordingly, it is preferable to form the non-magnetic conductive layer 4 side of the pinned magnetic layer 3 with a thin Co layer 3a as shown by the double-dot broken lines in Fig. 1, when the pinned magnetic layer 3 is made of a material other than Co. It is also preferable to form the

non-magnetic conductive layer 4 side of the free magnetic layer 5 with the thin Co layer 5a as shown by the double-dot broken lines in Fig. 1, when the free magnetic layer 5 is formed of a material other than Co, such as a Ni-Fe alloy, Co-Ni alloy, Co-Fe alloy and Co-Fe-Ni alloy.

(19)日本国特許庁 (JP)

(12) 公開特許公報 (A)

(11)特許出願公開番号

特開2000-348309

(P2000-348309A)

(43)公開日 平成12年12月15日 (2000.12.15)

(51)IntCl.⁷

G 11 B 5/39

識別記号

F I

G 11 B 5/39

テ-マコード(参考)

5 D 0 3 4

審査請求 有 請求項の数14 OL (全30頁)

(21)出願番号 特願平11-157132

(22)出願日 平成11年6月3日(1999.6.3)

(71)出願人 000010098

アルプス電気株式会社

東京都大田区雪谷大塚町1番7号

(72)発明者 長谷川 直也

東京都大田区雪谷大塚町1番7号 アルプ
ス電気株式会社内

(74)代理人 100064908

弁理士 志賀 正武 (外8名)

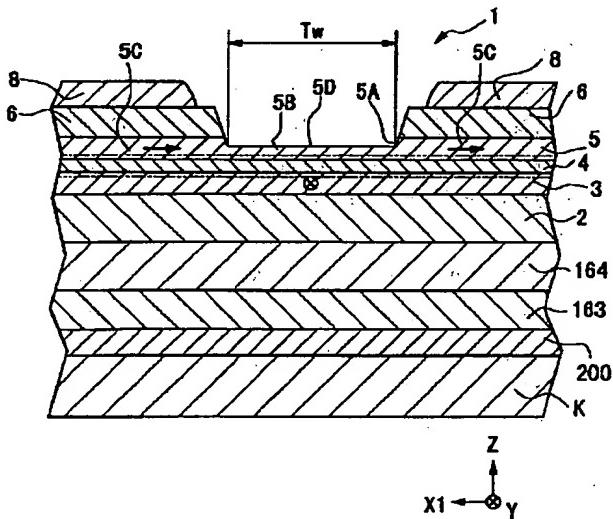
Fターム(参考) 5D034 BA04 BA09 CA08 DA07

(54)【発明の名称】 スピンバルブ型薄膜磁気素子及び薄膜磁気ヘッド及びスピンバルブ型薄膜磁気素子の製造方法

(57)【要約】

【課題】 スピンバルブ型薄膜磁気素子を製造する場合に、フリー磁性層の溝部の両側の平坦部上に配置されるバイアス層が、前記溝部に残ることがなく、耐熱性に優れたスピンバルブ型薄膜磁気素子を提供すること。

【解決手段】 反強磁性層2と、固定磁性層3と、非磁性導電層4と、フリー磁性層5と、バイアス層6、6と、導電層8、8とを基板K上に有し、前記フリー磁性層5は、前記基板Kと反対側の面にトラック幅Twに相当する幅のトラック溝5Bが設けられた溝部5Bと、その両側の平坦部5C、5Cとを有し、前記バイアス層6は、前記フリー磁性層5の両平坦部5C、5C上に配置されたものとする。



【特許請求の範囲】

【請求項1】 反強磁性層と、前記反強磁性層と接して形成され、前記反強磁性層との交換異方性磁界により磁化方向が固定される固定磁性層と、前記固定磁性層の上に非磁性導電層を介して形成されたフリー磁性層と、前記フリー磁性層の磁化方向を前記固定磁性層の磁化方向に対して交差する方向に描えるバイアス層と、前記フリー磁性層に検出電流を与える導電層とを有するスピナーパルブ型薄膜磁気素子であり、

前記フリー磁性層は、前記固定磁性層の配置されている方向と反対側の面にトラック幅に相当する幅のトラック溝が設けられた溝部と、その両側の平坦部とを有し、前記バイアス層は、前記フリー磁性層の両平坦部上に配置されたことを特徴とするスピナーパルブ型薄膜磁気素子。

【請求項2】 前記反強磁性層および前記バイアス層は、Pt、Pd、Rh、Ru、Ir、Os、Au、Ag、Cr、Ni、Ne、Ar、Xe、Krのうちの少なくとも1種または2種以上の元素と、Mnとを含む合金からなることを特徴とする請求項1記載のスピナーパルブ型薄膜磁気素子。

【請求項3】 前記固定磁性層と前記フリー磁性層の少なくとも一方が、非磁性中間層を介して2つに分断され、分断された層どうしで磁化の向きが180度異なるフェリ磁性状態とされたことを特徴とする請求項1または請求項2記載のスピナーパルブ型薄膜磁気素子。

【請求項4】 前記反強磁性層は、下記の組成式からなる合金であることを特徴とする請求項1ないし請求項3記載のスピナーパルブ型薄膜磁気素子。

X_mMn_{100-n}
但し、Xは、Pt、Pd、Rh、Ru、Ir、Osのうちの少なくとも1種以上の元素であり、組成比を示すmは、48原子%≤m≤60原子%である。

【請求項5】 前記バイアス層は、下記の組成式からなる合金であることを特徴とする請求項1ないし請求項3記載のスピナーパルブ型薄膜磁気素子。

X_mMn_{100-n}
但し、Xは、Pt、Pd、Rh、Ru、Ir、Osのうちの少なくとも1種以上の元素であり、組成比を示すmは、52原子%≤m≤60原子%である。

【請求項6】 前記反強磁性層は、下記の組成式からなる合金であることを特徴とする請求項1ないし請求項3記載のスピナーパルブ型薄膜磁気素子。

Pt_mMn_{100-n-n}Z_n
但し、Zは、Pd、Rh、Ru、Ir、Osのうちの少なくとも1種または2種以上の元素であり、組成比を示すm、nは、48原子%≤m+n≤60原子%、0.2原子%≤n≤40原子%である。

【請求項7】 前記バイアス層は、下記の組成式からなる合金であることを特徴とする請求項1ないし請求項3

記載のスピナーパルブ型薄膜磁気素子。

Pt_mMn_{100-m-n}Z_n

但し、Zは、Pd、Rh、Ru、Ir、Osのうちの少なくとも1種または2種以上の元素であり、組成比を示すm、nは、52原子%≤m+n≤60原子%、0.2原子%≤n≤40原子%である。

【請求項8】 前記反強磁性層は、下記の組成式からなる合金であることを特徴とする請求項1ないし請求項3記載のスピナーパルブ型薄膜磁気素子。

10 Pt_qMn_{100-q-j}L_j

但し、Lは、Au、Ag、Cr、Ni、Ne、Ar、Xe、Krのうちの少なくとも1種または2種以上の元素であり、組成比を示すq、jは、48原子%≤q+j≤60原子%、0.2原子%≤j≤10原子%である。

【請求項9】 前記バイアス層は、下記の組成式からなる合金であることを特徴とする請求項1ないし請求項3記載のスピナーパルブ型薄膜磁気素子。

Pt_qMn_{100-q-j}L_j

但し、Lは、Au、Ag、Cr、Ni、Ne、Ar、Xe、Krのうちの少なくとも1種または2種以上の元素であり、組成比を示すq、jは、52原子%≤q+j≤60原子%、0.2原子%≤j≤10原子%である。

【請求項10】 基板上に、反強磁性層と、固定磁性層と、非磁性導電層と、フリー磁性層と、バイアス層とを順次積層して積層体を形成する工程と、

前記積層体にトラック幅方向と直交する方向である第1の磁界を印加しつつ、第1の熱処理温度で熱処理し、前記反強磁性層およびバイアス層に交換異方性磁界を発生させて、前記固定磁性層および前記フリー磁性層の磁化を同一方向に固定すると共に、前記反強磁性層の交換異方性磁界を前記バイアス層の交換異方性磁界よりも大とする工程と、

トラック幅方向に前記バイアス層の交換異方性磁界よりも大きく前記反強磁性層の交換異方性磁界よりも小さい第2の磁界を印加しつつ、前記第1の熱処理温度よりも高い第2の熱処理温度で熱処理し、前記フリー磁性層に前記固定磁性層の磁化方向と交差する方向のバイアス磁界を付与する工程と、

前記バイアス層の一部を除去してトラック幅に近い幅の凹部を形成するとともに、この凹部の下に位置する前記フリー磁性層にトラック幅に相当する幅のトラック溝を形成する工程と、

前記バイアス層上に、前記フリー磁性層に検出電流を与える導電層を形成する工程とを有することを特徴とするスピナーパルブ型薄膜磁気素子の製造方法。

【請求項11】 前記反強磁性層および前記バイアス層に、Pt、Pd、Rh、Ru、Ir、Os、Au、Ag、Cr、Ni、Ne、Ar、Xe、Krのうちの少なくとも1種または2種以上の元素と、Mnとを含む合金を用いることを特徴とする請求項10記載のスピナーパル

ブ型薄膜磁気素子の製造方法。

【請求項12】 前記第1の熱処理温度は、220℃～240℃の範囲であることを特徴とする請求項10ないし請求項11記載のスピンドル型薄膜磁気素子の製造方法。

【請求項13】 前記第2の熱処理温度は、250℃～270℃の範囲であることを特徴とする請求項10ないし請求項12記載のスピンドル型薄膜磁気素子の製造方法。

【請求項14】 スライダに請求項1ないし請求項9記載のスピンドル型薄膜磁気素子が備えられてなることを特徴とする薄膜磁気ヘッド。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】 本発明は、固定磁性層の固定磁化の方向と外部磁界の影響を受けるフリー磁性層の磁化の方向との関係で、電気抵抗が変化するスピンドル型薄膜磁気素子に関し、特に、耐熱性に優れたスピンドル型薄膜磁気素子及びこのスピンドル型薄膜磁気素子を備えた薄膜磁気ヘッド及びフリー磁性層の磁化方向と固定磁性層の磁化方向とを容易に直交させることができるスピンドル型薄膜磁気素子の製造方法に関するものである。

【0002】

【従来の技術】 磁気抵抗効果型の磁気ヘッドには、磁気抵抗効果を示す素子を備えたAMR (Anisotropic Magnetoresistive) ヘッドと、巨大磁気抵抗効果を示す素子を備えたGMR (Giant Magnetoresistive) ヘッドとがある。AMRヘッドにおいては、磁気抵抗効果を示す素子が磁性体からなる単層構造とされている。一方、GMRヘッドにおいては、素子が複数の材料が積層されてなる多層構造とされている。巨大磁気抵抗効果を生み出す構造にはいくつかの種類があるが、比較的構造が単純で、微弱な外部磁界に対して抵抗変化率が高いものとしてスピンドル型薄膜磁気素子がある。

【0003】 図12および図13は、従来のスピンドル型薄膜磁気素子の一例を記録媒体との対向面側から見た場合の構造を示した断面図である。これらの例のスピンドル型薄膜磁気素子の上下には、ギャップ層を介してシールド層が形成されており、前記スピンドル型薄膜磁気素子、ギャップ層、及びシールド層で、再生用のGMRヘッドが構成されている。なお、前記再生用のGMRヘッドの上に、記録用のインダクティブヘッドが積層されていてもよい。このGMRヘッドは、インダクティブヘッドと共に浮上式スライダのトレーリング側端部などに設けられて薄膜磁気ヘッドを構成し、ハードディスク等の磁気記録媒体の記録磁界を検出するものである。なお、図12および図13において、磁気記録媒体の移動方向は、図示Z方向であり、磁気記録媒体からの漏れ磁界の方向は、Y方向である。

【0004】 図12に示すスピンドル型薄膜磁気素子は、反強磁性層、固定磁性層、非磁性導電層、フリー磁性層が一層ずつ形成された、いわゆるボトム型のシングルスピンドル型薄膜磁気素子である。図12に示すスピンドル型薄膜磁気素子は、下から下地層31、反強磁性層22、固定磁性層23、非磁性導電層24、フリー磁性層25および保護層32で構成された多層膜33と、この多層膜33の両側に形成された一対のハードバイアス層(永久磁石層)29、29、ハードバイアス層10 29、29上に形成された一対の電極層28、28とで構成されている。なお、下地層31および保護層32は、Ta膜などで形成されている。また、多層膜9の上面の幅寸法によってトラック幅Twが決定される。

【0005】 一般的に、前記反強磁性層22には、Fe-Mn合金膜やNi-Mn合金膜が、固定磁性層23およびフリー磁性層25には、Ni-Fe合金膜が、非磁性導電層24には、Cu膜が、ハードバイアス層29、29には、Co-Pt合金膜が、電極層28、28には、Cr膜やW膜が使用される。

【0006】 図12に示すように、固定磁性層23の磁化は、反強磁性層22との交換異方正磁界により、Y方向(記録媒体からの漏れ磁界方向:ハイト方向)に单磁区化され、フリー磁性層25の磁化は、前記ハードバイアス層29、29からのバイアス磁界の影響を受けてX1方向と反対方向に揃えられる。すなわち、固定磁性層23の磁化とフリー磁性層25の磁化とが直交するよう設定されている。

【0007】 このスピンドル型薄膜素子では、ハードバイアス層29、29上に形成された電極層28、28から、固定磁性層23、非磁性導電層24およびフリー磁性層25に検出電流(センス電流)が与えられる。ハードディスクなどの記録媒体の走行方向は、Z方向である。記録媒体からの漏れ磁界方向がY方向に与えられると、フリー磁性層25の磁化がX1方向と反対方向からY方向に向けて変化する。このフリー磁性層25内での磁化方向の変動と、固定磁性層23の固定磁化方向との関係で、電気抵抗が変化(これを磁気抵抗効果という)し、この電気抵抗値の変化に基づく電圧変化により、記録媒体からの漏れ磁界が検出される。

【0008】 また、図13に示すスピンドル型薄膜磁気素子は、反強磁性層、固定磁性層、非磁性導電層、フリー磁性層が一層ずつ形成された、いわゆるボトム型のシングルスピンドル型薄膜磁気素子である。

【0009】 図13において、符号Kは基板を示している。この基板Kの上には、反強磁性層22が形成されている。さらに、前記反強磁性層22の上には、固定磁性層23が形成され、この固定磁性層23の上には、非磁性導電層24が形成され、さらに、前記非磁性導電層24の上には、フリー磁性層25が形成されている。また、前記フリー磁性層25の上には、バイアス層26、

26がトラック幅Twと同じ間隔を開けて設けられ、前記バイアス層26、26の上には、導電層28、28が設けられている。

【0010】前記固定磁性層23は、例えば、Co膜、NiFe合金、CoNiFe合金、CoFe合金などにより形成されている。また、前記反強磁性層22は、NiMnにより形成されている。前記バイアス層26、26は、面心立方晶で不規則結晶構造のFeMn合金などの反強磁性材料により形成されている。

【0011】図13に示す固定磁性層23は、前記反強磁性層22との界面にて発生する交換結合による交換異方性磁界により磁化されている。そして、前記固定磁性層23の磁化方向は、図示Y方向、すなわち記録媒体から離れる方向(ハイト方向)に固定されている。

【0012】また、前記フリー磁性層25は、前記バイアス層26の交換異方性磁界によって磁化されて単磁区化されている。そして、前記フリー磁性層25の磁化方向は、図示X1方向と反対方向、すなわち固定磁性層23の磁化方向と交差する方向に揃えられている。前記フリー磁性層23が、前記バイアス層26の交換異方性磁界により単磁区化されることによって、バルクハウゼンノイズの発生が防止される。

【0013】このスピナルブ型薄膜磁気素子においては、導電層28からフリー磁性層25、非磁性導電層24、固定磁性層23に定常電流が与えられ、Z方向に走行する磁気記録媒体からの漏れ磁界が図示Y方向に沿って与えられると、フリー磁性層25の磁化方向が、図示X1方向と反対方向からY方向に向けて変動する。このフリー磁性層25内での磁化方向の変動と固定磁性層23の磁化方向との関係で電気抵抗が変化し、この抵抗変化に基づく電圧変化により磁気記録媒体からの漏れ磁界が検出される。

【0014】図13のようなスピナルブ型薄膜磁気素子は、図14に示すように、反強磁性層22からフリー磁性層25までの各層を形成し、磁場中で熱処理(アニール)を施すことにより、固定磁性層23と反強磁性層22との界面にて交換異方性磁界を発生させて、固定磁性層23の磁化方向を図示Y方向に固定したのち、図15に示すように、ほぼトラック幅に相当するリフトオフレジスト351を形成する。ついで、図16に示すように、リフトオフレジスト351に覆われていないフリー磁性層25の表面に、バイアス層26および導電層28を形成し、前記リフトオフレジスト351を除去したのち、フリー磁性層25の磁化方向をトラック幅方向に揃えることにより、図13に示すスピナルブ型薄膜磁気素子が製造される。

【0015】

【発明が解決しようとする課題】しかしながら、図12に示す従来のスピナルブ型薄膜磁気素子では、以下のような問題が発生する。固定磁性層23の磁化は、上述

したように、図示Y方向に単磁区化されて固定されているが、前記固定磁性層23の両側には、X1方向と反対方向に磁化されているハードバイアス層29、29が設けられている。そのために、とくに、固定磁性層23の両側の磁化が、前記ハードバイアス層29、29からのバイアス磁界の影響を受け、図示Y方向に固定されなくなっている。

【0016】すなわち、前記ハードバイアス層29、29のX1方向と反対方向の磁化を受けて、X1方向と反対方向に単磁区化されているフリー磁性層25の磁化と、固定磁性層23の磁化とは、とくに多層膜33の側端部付近では、直交関係はない。フリー磁性層25の磁化と、固定磁性層23の磁化とを直交関係にしておく理由は、フリー磁性層25の磁化が小さな外部磁界でも容易に変動可能で、電気抵抗を大きく変化させることができ、再生感度を向上させることができるからである。さらに、前記直交関係にあると、良好な対称性を有する出力波形を得ることが可能になるためである。

【0017】しかも、フリー磁性層25のうち、その側端部付近における磁化は、ハードバイアス層29、29からの強い磁化の影響を受けるため固定されやすく、外部磁界に対して磁化が変動しにくくなってしまい、図12に示すように、多層膜33の側端部付近には、再生感度の悪い不感領域が形成される。

【0018】多層膜33のうち、不感領域を除いた中央部分の領域が、実質的に記録媒体の再生に寄与し、磁気抵抗効果を発揮する感度領域であり、この感度領域の幅は、多層膜33の形成時に設定されたトラック幅Twよりも不感領域の幅寸法分だけ短くなってしまい、不感領域のばらつきのために正確なトラック幅Twを画定することが困難となっている。そのため、トラック幅Twを狭くして高記録密度化に対応することが難しくなるという問題がある。

【0019】また、図13に示すスピナルブ型薄膜磁気素子は、反強磁性材料からなるバイアス層26を用いたエクスチェンジバイアス方式により、フリー磁性層25の磁化方向を固定磁性層23の磁化方向に対して交差する方向に揃えるものである。前記エクスチェンジバイアス方式は、不感領域があるため実効トラック幅Twの制御が困難であるハードバイアス方式と比較して、トラック幅Twの狭い高密度記録に対応するスピナルブ型薄膜磁気素子に適した方式である。

【0020】しかしながら、図13に示すスピナルブ型薄膜磁気素子においては、反強磁性層22がNi-Mn合金で形成されているため、耐食性に問題があった。また、反強磁性層22にNi-Mn合金またはFe-Mn合金を用いたスピナルブ型薄膜磁気素子では、薄膜磁気ヘッドの製造工程でさらされるトリポリ磷酸ソーダなどを含んだ弱アルカリ性溶液や乳化剤などにより腐食して、交換異方性磁界が小さくなってしまうなどの問題

がある。

【0021】また、反強磁性層22がNi-Mn合金で形成されていることにより、バイアス層26、26に使用する反強磁性材料に制約があり、その結果、バイアス層26、26の耐熱性、耐食性が悪いという不都合があった。すなわち、耐熱性の高いバイアス層26、26を形成するためには、Ni-Mn合金からなる反強磁性層22と固定磁性層23の界面に、図示Y方向に作用する交換異方性磁界に対し、交差する方向に磁場中で熱処理を施すことにより、バイアス層26、26とフリー磁性層25の界面に、X1方向と反対方向に交換異方性磁界を発生可能なNi-Mn合金などの反強磁性材料を選択しなければならない。

【0022】しかし、前記磁場中で熱処理を施した際に、反強磁性層22と固定磁性層23の界面に作用する交換異方性磁界がY方向からX1方向と反対方向に傾き、固定磁性層23の磁化方向とフリー磁性層25の磁化方向が非直交となってしまい、出力信号波形の対称性が得られなくなってしまう問題があった。そこで、バイアス層26、26には、磁場中加熱処理を必要とせず、磁場中で成膜直後に交換異方性磁界を発生する反強磁性材料を選択する必要があった。このような理由により、バイアス層26、26は、一般的に、面心立方晶で不規則結晶構造を有するFeMn合金により形成されている。

【0023】しかしながら、磁気記録装置などに装着した場合には、装置内の温度上昇または検出電流により発生するジュール熱の発生により、素子部の温度が高温となるため、交換異方性磁界が低下し、フリー磁性層25を単磁区化することが困難となり、結果として、バルクハウゼンノイズを発生してしまう問題があった。また、Fe-Mn合金は、Ni-Mn合金以上に耐食性が悪く、薄膜磁気ヘッドの製造工程でさらされるトリポリ磷酸ソーダなどを含んだ弱アルカリ性溶液や乳化剤などにより腐食して、交換異方性磁界が小さくなってしまうなどの問題があるのみならず、磁気記録装置内においても腐食が進行して耐久性に劣るという問題がある。

【0024】また、図14～図16に示す従来のスピナブルプ型薄膜磁気素子の製造方法は、図15に示すリフトオフレジスト351を形成する工程で、前記基板と前記バイアス層との間に形成される最上層の表面が大気に触れてしまい、大気に触れた表面をArなどの希ガスによりイオンミリングや逆スパッタによりクリーニングしてからその上の層を形成する必要がある。このため、製造工程が増大する問題がある。さらに、前記最上層の表面をイオンミリングや逆スパッタによりクリーニングする必要があるため、再付着物によるコンタミや、表面の結晶状態の乱れによる交換異方性磁界の発生に対する悪影響など、クリーニングすることに起因する不都合が生じてしまう。

【0025】また、上述した従来のスピナブルプ型薄膜磁気素子の製造方法では、トラック幅Twをリフトオフレジスト351の両側のバイアス層26、26および電極層28、28で画定しているため、リフトオフレジスト351の基端部の寸法のばらつきによりトラック幅Twがばらつく問題があった。

【0026】本発明は、上記の課題を解決するためになされたものであって、スピナブルプ型薄膜磁気素子を製造する場合に、フリー磁性層の溝部の両側の平坦部上に配置されるバイアス層が、前記溝部に残ることがなく、トラック幅を精度よく画定でき、高記録密度化に対応できるスピナブルプ型薄膜磁気素子を提供することを課題としている。また、反強磁性層やバイアス層の材質を改良することにより、耐熱性に優れたスピナブルプ型薄膜磁気素子を提供することを課題としている。また、フリー磁性層の磁化方向と固定磁性層の磁化方向とを容易に直交させることができる前記スピナブルプ型薄膜磁気素子の構造と製造方法を提供することを課題としている。さらにまた、前記スピナブルプ型薄膜磁気素子を備え、
20 耐久性および耐熱性に優れ、十分な交換異方性磁界が得られる薄膜磁気ヘッドを提供することを課題としている。

【0027】

【課題を解決するための手段】上記の目的を達成するために、本発明は以下の構成を採用した。本発明のスピナブルプ型薄膜磁気素子は、反強磁性層と、前記反強磁性層と接して形成され、前記反強磁性層との交換異方性磁界により磁化方向が固定される固定磁性層と、前記固定磁性層の上に非磁性導電層を介して形成されたフリー磁性層と、前記フリー磁性層の磁化方向を前記固定磁性層の磁化方向に対して交差する方向に描えるバイアス層と、前記フリー磁性層に検出電流を与える導電層とを有するスピナブルプ型薄膜磁気素子であり、前記フリー磁性層は、前記固定磁性層の配置されている方向と反対側の面にトラック幅に相当する幅のトラック溝が設けられた溝部と、その両側の平坦部とを有し、前記バイアス層は、前記フリー磁性層の両平坦部上に配置されたことを特徴とするものである。

【0028】このようなスピナブルプ型薄膜磁気素子では、前記フリー磁性層は、前記固定磁性層の配置されている方向と反対側の面にトラック幅に相当する幅のトラック溝が設けられた溝部を有しているので、前記溝部の幅に応じてトラック幅を正確に決めることができる。また、このスピナブルプ型薄膜磁気素子を製造する場合に、フリー磁性層の溝部の両側の平坦部上に配置されるバイアス層が、前記溝部に残ることがなく、磁気記録媒体からの微弱な漏れ磁界に対してフリー磁性層の磁気モーメントがスムーズに回転する感度の優れたスピナブルプ型薄膜磁気素子を提供することができる。

50 【0029】また、前記反強磁性層および前記バイアス

層は、Pt、Pd、Rh、Ru、Ir、Os、Au、Ag、Cr、Ni、Ne、Ar、Xe、Krのうちの少なくとも1種または2種以上の元素と、Mnとを含む合金からなることが望ましい。このようなスピナルブ型薄膜磁気素子は、反強磁性層およびバイアス層が、上記の合金からなるものであるので、交換異方性磁界の温度特性が良好となり、耐熱性に優れたスピナルブ型薄膜磁気素子を提供することが可能となる。また、ハードディスクなどの装置内の環境温度や素子を流れるセンス電流によるジュール熱により素子が高温となるハードディスク装置に備えられた場合の耐久性が良好で、温度変化による交換異方性磁界（交換結合磁界）の変動が少ない優れたスピナルブ型薄膜磁気素子を得ることができる。さらにまた、反強磁性層を上記の合金で形成することで、ブロッキング温度が高いものとなり、反強磁性層に大きな交換異方性磁界を発生させることができるために、固定磁性層の磁化方向を強固に固定することができる。

【0030】また、上記のスピナルブ型薄膜磁気素子においては、前記固定磁性層と前記フリー磁性層の少なくとも一方が、非磁性中間層を介して2つに分断され、分断された強磁性層どうしで磁化の向きが180度異なるフェリ磁性状態とされたことを特徴とするものとしてもよい。

【0031】少なくとも固定磁性層が非磁性中間層を介して2つに分断されたスピナルブ型薄膜磁気素子とした場合、2つに分断された固定磁性層のうち一方が他方の固定磁性層を適正な方向に固定する役割を担い、固定磁性層の状態を非常に安定した状態に保つことが可能となる。一方、少なくともフリー磁性層が非磁性中間層を介して2つに分断されスピナルブ型薄膜磁気素子とした場合、2つに分断されたフリー磁性層どうしの間に交換結合磁界が発生し、フェリ磁性状態とされ、外部磁界に対して感度よく反転できるものとなる。

【0032】また、上記のスピナルブ型薄膜磁気素子においては、前記反強磁性層は、下記の組成式からなる合金であることが望ましい。

$X_m Mn_{100-m}$

但し、Xは、Pt、Pd、Rh、Ru、Ir、Osのうちの少なくとも1種以上の元素であり、組成比を示すmは、48原子%≤m≤60原子%である。

【0033】また、前記反強磁性層は、下記の組成式からなる合金であることが好ましい。

$X_m Mn_{100-m}$

但し、Xは、Pt、Pd、Rh、Ru、Ir、Osのうちの少なくとも1種以上の元素であり、組成比を示すmは、48原子%≤m≤58原子%である。

【0034】さらに、上記のスピナルブ型薄膜磁気素子においては、前記バイアス層は、下記の組成式からなる合金であることが望ましい。

$X_m Mn_{100-m}$

但し、Xは、Pt、Pd、Rh、Ru、Ir、Osのうちの少なくとも1種以上の元素であり、組成比を示すmは、52原子%≤m≤60原子%である。

【0035】また、上記のスピナルブ型薄膜磁気素子においては、前記反強磁性層は、下記の組成式からなる合金であってもよい。

$Pt_m Mn_{100-m-n} Z_n$

但し、Zは、Pd、Rh、Ru、Ir、Osのうちの少なくとも1種または2種以上の元素であり、組成比を示すm、nは、48原子%≤m+n≤60原子%、0.2原子%≤n≤40原子%である。より好ましい組成比は、48原子%≤m+n≤58原子%、0.2原子%≤n≤40原子%である。

【0036】さらにまた、上記のスピナルブ型薄膜磁気素子においては、前記バイアス層は、下記の組成式からなる合金であってもよい。

$Pt_m Mn_{100-m-n} Z_n$

但し、Zは、Pd、Rh、Ru、Ir、Osのうちの少なくとも1種または2種以上の元素であり、組成比を示すm、nは、52原子%≤m+n≤60原子%、0.2原子%≤n≤40原子%である。

【0037】また、上記のスピナルブ型薄膜磁気素子においては、前記反強磁性層は、下記の組成式からなる合金であってもよい。

$Pt_q Mn_{100-q-j} L_j$

但し、Lは、Au、Ag、Cr、Ni、Ne、Ar、Xe、Krのうちの少なくとも1種または2種以上の元素であり、組成比を示すq、jは、48原子%≤q+j≤60原子%、0.2原子%≤j≤10原子%である。より好ましくは組成比を示すq、jは、48原子%≤q+j≤58原子%、0.2原子%≤j≤10原子%である。

【0038】また、上記のスピナルブ型薄膜磁気素子においては、前記バイアス層は、下記の組成式からなる合金であってもよい。

$Pt_q Mn_{100-q-j} L_j$

但し、Lは、Au、Ag、Cr、Ni、Ne、Ar、Xe、Krのうちの少なくとも1種または2種以上の元素であり、組成比を示すq、jは、52原子%≤q+j≤60原子%、0.2原子%≤j≤10原子%である。

【0039】とくに、上記のスピナルブ型薄膜磁気素子においては、反強磁性層とバイアス層とを構成する合金の組成を同一とする場合には、次の①～③の組み合わせが好ましい。

①すなわち、反強磁性層およびバイアス層を構成する合金の組成比が以下の場合であることが好ましい。

$X_m Mn_{100-m}$

但し、Xは、Pt、Pd、Ir、Rh、Ru、Osのうちの少なくとも1種以上の元素であり、組成比を示すmは、52原子%≤m≤58原子%である。また、上記の

反強磁性層およびバイアス層の組成比を示すmが、52原子%≤m≤56.5原子%であることがより好ましい。

【0040】②また、反強磁性層およびバイアス層を構成する合金の組成比が以下の場合であることが好ましい。

$Pt_qMn_{100-q-j}L_j$

但し、Lは、Au、Ag、Cr、Ni、Ne、Ar、Xe、Krのうちの少なくとも1種または2種以上の元素であり、組成比を示すq、jは、52原子%≤q+j≤58原子%、0.2原子%≤j≤10原子%である。また、上記の反強磁性層およびバイアス層の組成比を示すq、jが、52原子%≤q+j≤56.5原子%、0.2原子%≤j≤10原子%であることがより好ましい。

【0041】③また、反強磁性層およびバイアス層を構成する合金の組成比が以下の場合であることが好ましい。

$Pt_nMn_{100-n}Z_n$

但し、Zは、Pd、Rh、Ru、Ir、Osのうちの少なくとも1種または2種以上の元素であり、組成比を示すm、nは、52原子%≤m+n≤58原子%、0.2原子%≤n≤40原子%である。また、上記の反強磁性層およびバイアス層の組成比を示すm、nが、52原子%≤m+n≤56.5原子%、0.2原子%≤n≤40原子%であることが好ましい。

【0042】また、反強磁性層とバイアス層を構成する合金の組成を異ならしめる場合には、次の④～⑥の組み合わせが好ましい。

④すなわち、バイアス層が、組成式 X_nMn_{100-n} で表され、Xが、Pt、Pd、Ir、Rh、Ru、Osのうちの少なくとも1種以上の元素であり、組成比を示すmが、52原子%≤m≤60原子%の合金であると共に、反強磁性層が、組成式 X_nMn_{100-n} で表され、Xが、Pt、Pd、Ir、Rh、Ru、Osのうちの少なくとも1種以上の元素であり、組成比を示すmが、48原子%≤m≤58原子%の合金であることが好ましい。また、反強磁性層の組成比を示すmが、52原子%≤m≤55.2原子%、0.2原子%≤n≤40原子%または56.5原子%≤m+n≤60原子%、0.2原子%≤n≤40原子%であることが好ましい。

【0043】⑤また、バイアス層が、組成式 $Pt_qMn_{100-q-j}L_j$ で表され、Lが、Au、Ag、Cr、Ni、Ne、Ar、Xe、Krのうちの少なくとも1種または2種以上の元素であり、組成比を示すq、jが、52原子%≤q+j≤60原子%、0.2原子%≤j≤10原子%の合金であるとともに、反強磁性層が、組成式 $Pt_qMn_{100-q-j}L_j$ で表され、Lが、Au、Ag、Cr、Ni、Ne、Ar、Xe、Krのうちの少なくとも1種または2種以上の元素であり、組成比を示すq、jが、48原子%≤q+j≤58原子%、0.2原子%≤j≤10原子%の合金であることが好ましい。また、反強磁

性層の組成比を示すq、jが、52原子%≤q+j≤55.2原子%、0.2原子%≤j≤10原子%または56.5原子%≤q+j≤60原子%、0.2原子%≤j≤10原子%であることがより好ましい。

【0044】⑥また、バイアス層が、組成式 $Pt_nMn_{100-n}Z_n$ で表され、Zが、Pd、Ir、Rh、Ru、Osのうちの少なくとも1種または2種以上の元素であり、組成比を示すm、nが、52原子%≤m+n≤60原子%、0.2原子%≤n≤40原子%の合金であると

ともに、反強磁性層が、組成式 $Pt_nMn_{100-n}Z_n$ で表され、Zが、Pd、Ir、Rh、Ru、Osのうちの少なくとも1種または2種以上の元素であり、組成比を示すm、nが、48原子%≤m+n≤58原子%、0.2原子%≤n≤40原子%の合金であることが好ましい。また、反強磁性層の組成比を示すm、nが、52原子%≤m+n≤55.2原子%、0.2原子%≤n≤40原子%または56.5原子%≤m+n≤60原子%、0.2原子%≤n≤40原子%であることがより好ましい。

【0045】さらに、前記課題は、基板上に、反強磁性層と、固定磁性層と、非磁性導電層と、フリー磁性層と、バイアス層とを順次積層して積層体を形成する工程と、前記積層体にトラック幅方向と直交する方向である第1の磁界を印加しつつ、第1の熱処理温度で熱処理し、前記反強磁性層およびバイアス層に交換異方性磁界を発生させて、前記固定磁性層および前記フリー磁性層の磁化を同一方向に固定すると共に、前記反強磁性層の交換異方性磁界を前記バイアス層の交換異方性磁界よりも大とする工程と、トラック幅方向に前記バイアス層の

交換異方性磁界よりも大きく前記反強磁性層の交換異方性磁界よりも小さい第2の磁界を印加しつつ、前記第1の熱処理温度よりも高い第2の熱処理温度で熱処理し、前記フリー磁性層に前記固定磁性層の磁化方向と交差する方向のバイアス磁界を付与する工程と、前記バイアス層の一部を除去してトラック幅に近い幅の凹部を形成するとともに、この凹部の下に位置する前記フリー磁性層にトラック幅に相当する幅のトラック溝を形成する工程と、前記バイアス層上に、検出電流を与えるための導電層を形成する工程とを有することを特徴とするスピンドル型薄膜磁気素子の製造方法によって解決できる。

【0046】上記のスピンドル型薄膜磁気素子の製造方法においては、前記反強磁性層および前記バイアス層に、Pt、Pd、Rh、Ru、Ir、Os、Au、Ag、Cr、Ni、Ne、Ar、Xe、Krのうちの少なくとも1種または2種以上の元素と、Mnとを含む合金を用いることが好ましい。また、上記のスピンドル型薄膜磁気素子の製造方法においては、前記第1の熱処理温度は、220℃～240℃の範囲であることが好ましい。さらにまた、上記のスピンドル型薄膜磁気素子の製造方法においては、前記第2の熱処理温度は、250

℃～270℃の範囲であることが好ましい。

【0047】図17は、ボトム型スピナルプ型薄膜磁気素子とトップ型スピナルプ型薄膜磁気素子における反強磁性層の熱処理温度と交換異方性磁界との関係を示したグラフである。図17から明らかなように、反強磁性層と基板との距離が近い（または、固定磁性層の下に反強磁性層が配置された）ボトム型スピナルプ型薄膜磁気素子の反強磁性層（■印）の交換異方性磁界は、200℃で既に発現し、240℃付近で600(Oe)を越えている。一方、反強磁性層と基板との距離がボトム型スピナルプ型薄膜磁気素子よりも遠い（または、固定磁性層の上に反強磁性層が配置された）トップ型スピナルプ型薄膜磁気素子の反強磁性層（◆印）の交換異方性磁界は、240℃付近で発現し、約260℃付近においてようやく600(Oe)を越えている。

【0048】このように、反強磁性層と基板との距離が近い（または、固定磁性層の下に反強磁性層が配置された）ボトム型スピナルプ型薄膜磁気素子の反強磁性層は、反強磁性層と基板との距離がボトム型スピナルプ型薄膜磁気素子よりも遠い（または、固定磁性層の上に反強磁性層が配置された）トップ型スピナルプ型薄膜磁気素子と比較して、比較的低い熱処理温度で高い交換異方性磁界が得られることがわかる。

【0049】本発明のスピナルプ型薄膜磁気素子は、反強磁性層と基板との距離が近いボトム型スピナルプ型薄膜磁気素子であり、前記反強磁性層に使用される材質と同様の材質によって形成されたバイアス層が反強磁性層よりも基板から遠い位置に配置されている。また、反強磁性層と基板との距離が近いボトム型スピナルプ型薄膜磁気素子は、固定磁性層の下に反強磁性層が配置され、反強磁性層と基板との距離がボトム型スピナルプ型薄膜磁気素子よりも遠いトップ型スピナルプ型薄膜磁気素子は、固定磁性層の上に反強磁性層が配置されている。

【0050】したがって、本発明のスピナルプ型薄膜磁気素子の製造方法において、例えば、第1の磁界を印加しつつ、第1の熱処理温度（220～240℃）で前記の積層体を熱処理すると、反強磁性層およびバイアス層に交換異方性磁界が生じ、固定磁性層とフリー磁性層の磁化方向を同一方向に固定される。また、反強磁性層の交換異方性磁界は600(Oe)以上となり、バイアス層の交換異方性磁界は100(Oe)以下となり、反強磁性層の交換異方性磁界が大きくなる。次に、第1の磁界と直交する方向の第2の磁界を印加しつつ、第2の熱処理温度（250～270℃）で前記の積層体を熱処理すると、バイアス層の交換異方性磁界が600(Oe)以上となり、先の熱処理にて発生したバイアス層の交換異方性磁界よりも大きくなる。したがって、フリー磁性層の磁化方向は、第1の磁界に対して交差する方向となる。

【0051】このとき、第2の磁界を先の熱処理にて発生した反強磁性層の交換異方性磁界よりも小さくしておけば、反強磁性層に第2の磁界が印加されても、反強磁性層の交換異方性磁界が劣化することなく、固定磁性層の磁化方向を固定したままにすることが可能になる。このことにより、固定磁性層の磁化方向とフリー磁性層の磁化方向とを交差する方向にすることができる。

【0052】したがって、上記のスピナルプ型薄膜磁気素子の製造方法では、耐熱性に優れたPtMn合金などの合金を反強磁性層だけでなくバイアス層にも使用し、固定磁性層の磁化方向に悪影響を与えることなく、バイアス層にフリー磁性層の磁化方向を固定磁性層の磁化方向に対して交差する方向に描える交換異方性磁界を発生させることができ、フリー磁性層の磁化方向を固定磁性層の磁化方向に対して交差する方向に描えることができるため、耐熱性および再生信号波形の対称性に優れたスピナルプ型薄膜磁気素子を提供することが可能となる。

【0053】また、上記のスピナルプ型薄膜磁気素子の製造方法は、基板上に、反強磁性層と、固定磁性層と、非磁性導電層と、フリー磁性層と、バイアス層とを順次積層して積層体を形成し、前記積層体を熱処理する方法であるので、前記積層体を形成するに際し、前記基板と前記バイアス層との間に形成される各層の表面を大気に触れさせることなく、前記各層の表面が大気に触れた場合のように、大気に触れた表面をイオンミリングや逆スパッタによりクリーニングしてからその上の層を形成する必要がないため、容易に製造することができる。また、再現性が良好な製造方法とすることができる。さらに、前記各層の表面をイオンミリングや逆スパッタによりクリーニングする必要がないため、再付着物によるコンタミや、表面の結晶状態の乱れによる交換異方性磁界の発生に対する悪影響など、クリーニングすることに起因する不都合が生じない優れた製造方法とすることができる。

【0054】また、上記のスピナルプ型薄膜磁気素子の製造方法では、前記バイアス層の一部を除去してトラック幅に近い幅の凹部を形成するとともに、この凹部の下に位置する前記フリー磁性層にトラック幅に相当する幅のトラック溝を形成するので、前記バイアス層の厚みにはばつきがある場合でも、前記トラック溝の底部にバイアス層が残ることがないため、トラック幅を精度よく画定でき、高記録密度化に対応可能なスピナルプ型薄膜磁気素子を得ることができる。また、バイアス層を完全に除去することが簡単であるため、容易に製造することができる。

【0055】また、本発明の薄膜磁気ヘッドは、スライダに上記のスピナルプ型薄膜磁気素子が備えられてなることを特徴とする。このような薄膜磁気ヘッドとすることで、耐久性および耐熱性に優れ、十分な交換異方性

磁界が得られる薄膜磁気ヘッドとすることができます。

【0056】

【発明の実施の形態】以下、本発明のスピンドル型薄膜磁気素子の実施形態について、図面を参照して詳しく説明する。

【第1の実施形態】図1は、本発明の第1の実施形態であるスピンドル型薄膜磁気素子を記録媒体との対向面側から見た場合の構造を示した断面図であり、図6および図7は、本発明のスピンドル型薄膜磁気素子を備えた薄膜磁気ヘッドを示した図である。本発明のスピンドル型薄膜磁気素子の上下には、ギャップ層を介してシールド層が形成され、スピンドル型薄膜磁気素子、ギャップ層、及びシールド層で、再生用のGMRヘッドh1が構成されている。なお、前記再生用のGMRヘッドh1に、記録用のインダクティブヘッドh2を積層してもよい。

【0057】このスピンドル型薄膜磁気素子を具備してなるGMRヘッドh1は、図6に示すように、インダクティブヘッドh2と共にスライダ151のトレーリング側端部151dに設けられて薄膜磁気ヘッド150を構成し、ハードディスク等の磁気記録媒体の記録磁界を検出することが可能になっている。なお、図1において、磁気記録媒体の移動方向は図示Z方向であり、磁気記録媒体からの渦れ磁界の方向はY方向である。

【0058】図6に示す薄膜磁気ヘッド150は、スライダ151と、スライダ151の端面151dに備えられたGMRヘッドh1及びインダクティブヘッドh2を主体として構成されている。符号155は、スライダ151の磁気記録媒体の移動方向の上流側であるリーディング側を示し、符号156は、トレーリング側を示している。このスライダ151の媒体対向面152には、レール151a、151a、151bが形成され、各レール同士間は、エアーグループ151c、151cとされている。

【0059】図7に示すように、GMRヘッドh1は、スライダ151の端面151d上に形成された磁性合金からなる下部シールド層163と、下部シールド層163に積層された下部ギャップ層164と、媒体対向面152から露出するスピンドル型薄膜磁気素子1と、スピンドル型薄膜磁気素子1及び下部ギャップ層164を覆う上部ギャップ層166と、上部ギャップ層166を覆う上部シールド層167とから構成されている。上部シールド層167は、インダクティブヘッドh2の下部コア層と兼用とされている。

【0060】インダクティブヘッドh2は、下部コア層(上部シールド層)167と、下部コア層167に積層されたギャップ層174と、コイル176と、コイル176を覆う上部絶縁層177と、ギャップ層174に接合され、かつコイル176側にて下部コア層167に接合される上部コア層178とから構成されている。コイ

ル176は、平面的に螺旋状となるようにパターン化されている。また、コイル176のほぼ中央部分にて上部コア層178の基端部178bが下部コア層167に磁気的に接続されている。また、上部コア層178には、アルミナなどからなる保護層179が積層されている。

【0061】図1に示すスピンドル型薄膜磁気素子1は、反強磁性層、固定磁性層、非磁性導電層、フリー磁性層が一層ずつ形成された、いわゆるボトム型のシングルスピンドル型薄膜磁気素子である。また、この例の

10スピンドル型薄膜磁気素子1は、エクスチエンジバイアス方式により、フリー磁性層の磁化方向を固定磁性層の磁化方向に対して交差する方向に揃えるものである。前記エクスチエンジバイアス方式は、不感領域があるため実効トラック幅の制御が困難であるハードバイアス方式と比較して、高密度記録に対応するトラック幅の狭いスピンドル型薄膜磁気素子に適した方式である。

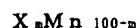
【0062】図1において、符号Kは基板を示している。この基板Kの上には、 Al_2O_3 などからなる下地絶縁層200、下部シールド層163、下部ギャップ層1

2064、反強磁性層2が形成されている。さらに、前記反強磁性層2の上には、固定磁性層3が形成され、この固定磁性層3の上には、非磁性導電層4が形成され、さらに、前記非磁性導電層4の上には、フリー磁性層5が形成されている。前記フリー磁性層5は、固定磁性層3が配置されている方向と反対側の面もしくは前記基板Kと反対側の面に、トラック幅Twと同じ幅のトラック溝5Aが設けられた溝部5Bと、その両側の平坦部5C、5Cとを有している。前記フリー磁性層5の平坦部5C、5C上には、前記バイアス層6、6が設けられ、前記バイアス層6、6の上には、導電層8、8が形成されている。

【0063】前記基板Kは、 $\text{Al}_2\text{O}_3-\text{TiC}$ 系セラミックスなどの非磁性体により形成されている。

【0064】前記反強磁性層2は、Pt、Pd、Ir、Rh、Ru、Ir、Os、Au、Ag、Cr、Ni、Ne、Ar、Xe、Krのうちの少なくとも1種または2種以上の元素と、Mnとを含む合金からなるものである。これらの合金からなる反強磁性層2は、耐熱性、耐食性に優れるという特徴を有している。

40【0065】特に、前記反強磁性層2は、下記の組成式からなる合金であることが好ましい。



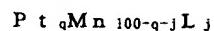
但し、Xは、Pt、Pd、Ir、Rh、Ru、Osのうちの少なくとも1種以上の元素であり、組成比を示すmは、48原子%≤m≤60原子%である。より好ましい組成比を示すmは、48原子%≤m≤58原子%である。

【0066】更に、前記反強磁性層2は、下記の組成式からなる合金であっても良い。



但し、Zは、Pd、Ir、Rh、Ru、Osのうちの少なくとも1種または2種以上の元素であり、組成比を示すm、nは、48原子%≤m+n≤60原子%、0.2原子%≤n≤40原子%である。より好ましい組成比を示すm、nは、48原子%≤m+n≤58原子%、0.2原子%≤n≤40原子%である。

【0067】また、前記反強磁性層2は、下記の組成式からなる合金であってもよい。



但し、Lは、Au、Ag、Cr、Ni、Ne、Ar、Xe、Krのうちの少なくとも1種または2種以上の元素であり、組成比を示すq、jは、48原子%≤q+j≤60原子%、0.2原子%≤j≤10原子%である。また、より好ましい組成比を示すq、jは、48原子%≤q+j≤58原子%、0.2原子%≤j≤10原子%である。

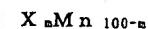
【0068】前記固定磁性層3は、例えば、Co膜、NiFe合金、CoNiFe合金、CoFe合金、CoNi合金などで形成されている。図1に示す固定磁性層3は、反強磁性層2に接して形成され、磁場中熱処理を施すことにより、前記固定磁性層3と前記反強磁性層2との界面にて発生する交換結合による交換異方性磁界により磁化されている。前記固定磁性層3の磁化方向は、図示Y方向、すなわち記録媒体から離れる方向（ハイド方向）に固定されている。

【0069】また、前記非磁性導電層4は、Cuなどの非磁性導電膜により形成されることが好ましい。

【0070】また、前記フリー磁性層5は、前記固定磁性層3と同様の材質などで形成されることが好ましい。前記フリー磁性層5は、バイアス層6からのバイアス磁界によって磁化され、図示X1方向と反対方向、すなわち固定磁性層3の磁化方向と交差する方向に磁化方向が揃えられている。前記フリー磁性層5が前記バイアス層6により単磁区化されることによって、パルクハウゼンノイズの発生が防がれる。

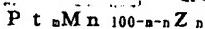
【0071】前記バイアス層6は、前記反強磁性層2と同様に、Pt、Pd、Ir、Rh、Ru、Os、Au、Ag、Cr、Ni、Ne、Ar、Xe、Krのうちの少なくとも1種または2種以上の元素と、Mnとを含む合金からなるものであり、磁場中熱処理により、フリー磁性層5との界面にて交換異方性磁界が発現されて、フリー磁性層5を一定の方向に磁化するものである。そして、これらの合金からなるバイアス層6は、耐熱性、耐食性に優れるという特徴を有している。

【0072】特に、前記バイアス層6は、下記の組成式からなる合金であることが好ましい。



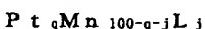
但し、Xは、Pt、Pd、Ir、Rh、Ru、Osのうちの少なくとも1種以上の元素であり、組成比を示すmは、52原子%≤m≤60原子%である。

【0073】さらに、バイアス層6は、下記の組成式からなる合金であってもよい。



但し、Zは、Pd、Ir、Rh、Ru、Os、Au、Ag、Cr、Niのうちの少なくとも1種または2種以上の元素であり、組成比を示すm、nは、52原子%≤m+n≤60原子%、0.2原子%≤n≤10原子%である。

【0074】また、バイアス層6は、下記の組成式からなる合金であってもよい。



但し、Lは、Au、Ag、Cr、Ni、Ne、Ar、Xe、Krのうちの少なくとも1種または2種以上の元素であり、組成比を示すq、jは、52原子%≤q+j≤60原子%、0.2原子%≤j≤10原子%である。

【0075】また、前記導電層8、8は、例えば、Au、W、Cr、Taなどで形成されることが好ましい。

【0076】このスピナーパルプ型薄膜磁気素子1においては、導電層8、8からフリー磁性層5、非磁性導電層

4、固定磁性層3に定常電流が与えられ、図示Z方向に走行する磁気記録媒体からの漏れ磁界が図示Y方向に与えられると、前記フリー磁性層5の磁化方向が図示X方向と反対方向から図示Y方向に向けて変動する。このフリー磁性層5内での磁化方向の変動と固定磁性層3の磁化方向との関係で電気抵抗が変化し、この抵抗変化に基づく電圧変化により磁気記録媒体からの漏れ磁界が検出される。

【0077】次に、本発明のスピナーパルプ型薄膜磁気素子1の製造方法を説明する。この製造方法は、スピナーパルプ型薄膜磁気素子1における反強磁性層2およびバイアス層6、6の位置によって、熱処理により発生する反強磁性層2およびバイアス層6、6の交換異方性磁界の大きさが相違することを利用してなされたものであり、1度目の熱処理で固定磁性層3の磁化方向を固定し、2度目の熱処理でフリー磁性層5の磁化方向を揃えるものである。

【0078】即ち、本発明のスピナーパルプ型薄膜磁気素子1の製造方法では、基板K上に、反強磁性層2と、固定磁性層3と、非磁性導電層4と、フリー磁性層5と、

40 バイアス層6とを順次積層して図2に示す積層体a1を形成したのち、前記積層体a1にトラック幅Tw方向と直交する方向である第1の磁界を印加しつつ、第1の熱処理温度で熱処理し、前記反強磁性層2およびバイアス層6に交換異方性磁界を発生させて、前記固定磁性層3および前記フリー磁性層5の磁化を同一方向に固定すると共に、前記反強磁性層2の交換異方性磁界を前記バイアス層6の交換異方性磁界よりも大とする。

【0079】ついで、トラック幅Tw方向に前記バイアス層6の交換異方性磁界よりも大きく前記反強磁性層2の交換異方性磁界よりも小さい第2の磁界を印加しつ

つ、前記第1の熱処理温度よりも高い第2の熱処理温度で熱処理し、前記フリー磁性層5に前記固定磁性層3の磁化方向と交差する方向のバイアス磁界を付与する。

【0080】さらに、図3に示すように、熱処理された前記積層体a1の上に、トラック幅Twに近い幅を開けてレジストなどによるマスク250を形成する。さらに、イオンミーリングなどにより、図4に示すように、前記バイアス層6の一部を除去してトラック幅Twに近い幅の凹部6Aを形成するとともに、この凹部6Aの下に位置する前記フリー磁性層5にトラック溝5Aを形成し、レジストなどのマスク250を除去する。

【0081】前記トラック溝5Aは、トラック幅Twと同じ幅となるように形成されることが好ましい。また、前記トラック溝5Aは、10～50Å程度の深さ5Hで形成されることが好ましい。前記トラック溝5Aの深さ5Hが10Å程度未満であると、例えば、バイアス層6の厚さにばらつきがある場合などに、除去されるべきバイアス層6のすべてが除去されず、トラック溝5Aの底部5Dにバイアス層6が残る恐れがあるため好ましくない。一方、前記トラック溝5Aが50Å程度を越える深さ5Hであると、イオンミーリングなどのエッティング深さのばらつきにより、フリー磁性層5にばらつきが生じやすくなるため好ましくない。

【0082】ついで、図5に示すように、凹部6A、トラック溝5Aおよびバイアス層6の平坦部の一部に乗り上げるようにリフトオフレジスト251を形成する。さらに、リフトオフレジスト251の表面に導電層8aを形成するとともに、バイアス層6が露出している平坦部に導電層8を形成する。その後、リフトオフレジスト251を除去すると、図1のような前記バイアス層6上に、前記フリー磁性層5に検出電流を与える導電層8、8が形成されたスピンドル型薄膜磁気素子1が得られる。

【0083】次に、反強磁性層の熱処理温度と交換異方性磁界との関係について、図17、図19、図20を参照して詳しく説明する。図17に示した■印は、基板とフリー磁性層の間に反強磁性層を配置したボトム型シングルスピンドル型薄膜磁気素子の交換異方性磁界の熱処理依存性を示し、図17に示した◆印は、フリー磁性層よりも基板から離れた位置に反強磁性層を配置したトップ型シングルスピンドル型薄膜磁気素子の交換異方性磁界の熱処理依存性を示す。従って、◆印のトップ型シングルスピンドル型薄膜磁気素子の反強磁性層は、■印のボトム型シングルスピンドル型薄膜磁気素子の反強磁性層よりも、基板から離れた位置に設けられていることになる。

【0084】具体的には、図17に示した◆印で示されるトップ型スピンドル型薄膜磁気素子は、図19に示すように、Si基板Kの上に、Al₂O₃(1000)からなる下地絶縁層200、Ta(50)からなる下地層

NiFe合金(70)およびCo(10)の2層からなるフリー磁性層5、Cu(30)からなる非磁性導電層4、Co(25)からなる固定磁性層3、Pt_{55.4}Mn_{44.6}(300)からなる反強磁性層2、Ta(50)からなる保護層220の順に形成された構成のものである。

【0085】また、図17に示した■印で示されるボトム型スピンドル型薄膜磁気素子は、図20に示すように、Si基板Kの上に、Al₂O₃(1000)からなる

10 下地絶縁層200、Ta(30)からなる下地層210、Pt_{55.4}Mn_{44.6}(300)からなる反強磁性層2、Co(25)からなる固定磁性層3、Cu(26)からなる非磁性導電層4、Co(10)およびNiFe合金(70)の2層からなるフリー磁性層5、Ta(50)からなる保護層220の順に形成された構成のものである。なお、カッコ内は各層の厚さを示し、単位はオングストロームである。

【0086】また、図17に示した◆印で示されるトップ型スピンドル型薄膜磁気素子は、固定磁性層3の上

20 側に配置され、基板Kと反強磁性層2との間にフリー磁性層5、非磁性導電層4、固定磁性層3が挟まれて形成されている。一方、図17に示した■印で示されるボトム型スピンドル型薄膜磁気素子は、固定磁性層3の下側に配置され、基板Kと反強磁性層2との間には、固定磁性層3、非磁性導電層4、フリー磁性層5が形成されていない。

【0087】図17に示すように、■印で示す反強磁性層2(Pt_{55.4}Mn_{44.6})の交換異方性磁界は、220℃を過ぎて上昇はじめ、240℃を越えると700

30 (Oe)程度になって一定となる。また、◆印で示す反強磁性層2(Pt_{55.4}Mn_{44.6})の交換異方性磁界は、240℃を過ぎて上昇し、260℃を超えると600(Oe)を越えて一定となる。このように、基板に近い位置に配置された反強磁性層2(■印)は、基板より離れた位置に配置された反強磁性層2(◆印)と比較して、比較的低い熱処理温度で高い交換異方性磁界が得られることがわかる。

【0088】本発明のスピンドル型薄膜磁気素子1の製造方法は、上述した反強磁性層の性質を利用したもの

40 である。すなわち、本発明のスピンドル型薄膜磁気素子1は、反強磁性層2と基板Kとの距離が近い(または、固定磁性層の下に反強磁性層が配置された)ボトム型スピンドル型薄膜磁気素子1であり、前記反強磁性層2に使用される合金と同様の合金によって形成されたバイアス層6が反強磁性層2よりも基板Kから遠い位置に配置されている。

【0089】したがって、例えば、前記積層体a1に、第1の磁界を印加しつつ、第1の熱処理温度(220～240℃)で前記の積層体a1を熱処理すると、反強磁性層2およびバイアス層6に交換異方性磁界が生じ、固

定磁性層3とフリー磁性層5の磁化方向が同一方向に固定される。また、反強磁性層2の交換異方性磁界は600 (Oe) 以上となり、バイアス層6の交換異方性磁界は100 (Oe) 以下となり、反強磁性層2の交換異方性磁界が大きくなる。次に、第1の磁界と直交する方向の第2の磁界を印加しつつ、第2の熱処理温度(250 ~ 270°C)で前記積層体a1を熱処理すると、バイアス層6の交換異方性磁界が600 (Oe) 以上となり、先の熱処理にて発生したバイアス層6の交換異方性磁界よりも大きくなる。したがって、フリー磁性層5の磁化方向は、第1の磁界に対して交差する方向となる。

【0090】このとき、第2の磁界を先の熱処理にて発生した反強磁性層2の交換異方性磁界よりも小さくしておけば、反強磁性層2に第2の磁界が印加されても、反強磁性層2の交換異方性磁界が劣化することがなく、固定磁性層3の磁化方向を固定したままにすることが可能になる。このことにより、固定磁性層3の磁化方向とフリー磁性層5の磁化方向とを交差する方向にすることができる。

【0091】第1の熱処理温度は、220°C ~ 240°Cの範囲とすることが好ましい。第1の熱処理温度が220°C未満であると、反強磁性層2の交換異方性磁界が200 (Oe) 以下となって、固定磁性層3の磁化が高くならず、固定磁性層3の磁化方向が2度目の熱処理によりフリー磁性層5の磁化方向と同一方向に磁化されてしまうので好ましくない。一方、第1の熱処理温度が240°Cを越えると、バイアス層6の交換異方性磁界が大きくなって、フリー磁性層5の磁化が強い磁場をかけないと動きにくくなり、第2の熱処理時に前記フリー磁性層5の磁化方向を固定磁性層3の磁化方向に対して交差する方向に揃えられなくなるので好ましくない。また、第1の熱処理温度を230°C ~ 240°Cの範囲とすれば、反強磁性層2の交換異方性磁界を400 (Oe) 以上とすることができますが、固定磁性層3の交換異方性磁界を大きくすることができるのでより好ましい。

【0092】第2の熱処理温度は、250°C ~ 270°Cの範囲とすることが好ましい。第2の熱処理温度が250°C未満であると、バイアス層6の交換異方性磁界を400 (Oe) 以上にできなくなって、フリー磁性層5の純バイアス磁界を大きくすることができなくなるので好ましくない。また、第1の熱処理にて固定したフリー磁性層5の磁化方向を、固定磁性層3の磁化方向と交差する方向に揃えることができなくなるので好ましくない。一方、第2の熱処理温度が270°Cを越えても、もはやバイアス層6の交換異方性磁界は一定となって増大せず、層界面での熱拡散などによる磁気抵抗効果の劣化を引き起こすので好ましくない。

【0093】また、図18から示唆されるように、反強磁性層2とバイアス層6の組成を適宜異なった組成に調整することにより、第1の熱処理後で得られる反強磁性

層6の交換異方性磁界をより大きく、かつ第1の熱処理後にバイアス層6に交換異方性磁界がほとんど発生しないような第2の熱処理にとって好ましい状態とすることもできる。

【0094】次に、熱処理温度が245°Cまたは270°Cである場合における反強磁性層の組成と交換異方性磁界との関係について図18を参照して詳しく説明する。

図示△印及び▲印は、フリー磁性層よりも基板から離れた位置に反強磁性層を配置した(または、固定磁性層の上に反強磁性層が配置された)トップ型シングルスピンドル型薄膜磁気素子の反強磁性層の組成と交換異方性磁界との関係を示すものであり、図示○印は270°C、図示●印は245°Cで熱処理したものである。図示○印及び●印は、基板とフリー磁性層の間に反強磁性層を配置した(または、固定磁性層の下に反強磁性層が配置された)ボトム型シングルスピンドル型薄膜磁気素子の反強磁性層の組成と交換異方性磁界との関係を示すものであり、図示○印は270°C、図示●印は245°Cで熱処理したものである。

【0095】具体的には、△印及び▲印で示したトップ型スピンドル型薄膜磁気素子は、図19に示すように、Si基板Kの上に、Al₂O₃(1000)からなる下地絶縁層200、Ta(50)からなる下地層210、NiFe合金(70)およびCo(10)の2層からなるフリー磁性層5、Cu(30)からなる非磁性導電層4、Co(25)からなる固定磁性層3、Pt_{Mn}(300)からなる反強磁性層2、Ta(50)からなる保護層220の順に形成された構成のものである。

【0096】一方、○印及び●印で示したボトム型スピンドル型薄膜磁気素子は、図20に示すように、Si基板Kの上に、Al₂O₃(1000)からなる下地絶縁層200、Ta(30)からなる下地層210、Pt_{Mn}(300)からなる反強磁性層2、Co(25)からなる固定磁性層3、Cu(26)からなる非磁性導電層4、Co(10)およびNiFe合金(70)の2層からなるフリー磁性層5、Ta(50)からなる保護層220の順に形成された構成のものである。尚、カッコ内は、各層の厚さを示し、単位はオングストロームである。

【0097】本発明のスピンドル型薄膜磁気素子1の製造方法では、図18に示すボトム型スピンドル型薄膜磁気素子およびトップ型スピンドル型薄膜磁気素子の反強磁性層の性質を利用している。すなわち、ボトム型スピンドル型薄膜磁気素子である本発明のスピンドル型薄膜磁気素子1では、反強磁性層2に使用される合金の組成範囲は、図18に示すボトム型スピンドル型薄膜磁気素子の反強磁性層と同様とすることが好ましく、前記バイアス層6に使用される合金の組成範囲は、図18に示すトップ型スピンドル型薄膜磁気素子の反

強磁性層と同様とすることが好ましい。

【0098】また、図1-8から明らかなように、ボトム型スピンドル型薄膜磁気素子の反強磁性層、ここでは前記反強磁性層2を $X_{m}Mn_{100-m}$ （但し、Xは、Pt、Pd、Ir、Rh、Ru、Osのうちの少なくとも1種以上の元素）からなる合金としたときは、組成比を示すmが、48原子%≤m≤60原子%であることが好ましい。mが48原子%未満または60原子%以上を越えると、熱処理温度270℃の第2の熱処理を行っても、 $X_{m}Mn_{100-m}$ の結晶格子がL1_0型の規則格子へと規則化しにくくなり、反強磁性特性を示さなくなる。即ち、一方向交換結合磁界を示さなくなるので好ましくない。

【0099】また、mのより好ましい範囲は、48原子%≤m≤58原子%である。mが48原子%未満または58原子%以上を越えると、熱処理温度245℃の第1の熱処理を行っても、 $X_{m}Mn_{100-m}$ の結晶格子がL1_0型の規則格子へと規則化しにくくなり、反強磁性特性を示さなくなる。即ち、一方向交換結合磁界（交換異方性磁界）を示さなくなるので好ましくない。

【0100】また、ボトム型スピンドル型薄膜磁気素子の反強磁性層、すなわち前記反強磁性層2をPt $_{m}Mn_{100-m-n}Z_{n}$ （但し、Zは、Pd、Ir、Rh、Ru、Osのうちの少なくとも1種または2種以上の元素）としたとき、組成比を示すm、nは、48原子%≤m+n≤60原子%、0.2原子%≤n≤40原子%であることが好ましい。m+nが48原子%未満または60原子%を越えると、熱処理温度270℃の第2の熱処理を行っても、Pt $_{m}Mn_{100-m-n}Z_{n}$ の結晶格子がL1_0型の規則格子へと規則化しにくくなり、反強磁性特性を示さなくなる。即ち、一方向性交換結合磁界を示さなくなるので好ましくない。また、nが0.2原子%未満であると、反強磁性層の結晶格子の規則化の促進効果、すなわち、交換異方性磁界を大きくする効果が十分に現れないで好ましくなく、nが40原子%を越えると、逆に交換異方性磁界が減少するので好ましくない。

【0101】また、m+nのより好ましい範囲は、48原子%≤m+n≤58原子%である。m+nが48原子%未満または58原子%を越えると、熱処理温度245℃の第1の熱処理を行っても、Pt $_{m}Mn_{100-m-n}Z_{n}$ の結晶格子がL1_0型の規則格子へと規則化しにくくなり、反強磁性特性を示さなくなる。即ち、一方向性交換結合磁界を示さなくなるので好ましくない。

【0102】また、ボトム型スピンドル型薄膜磁気素子の反強磁性層、すなわち前記反強磁性層2をPt $_{q}Mn_{100-q-j}L_{j}$ （但し、Lは、Au、Ag、Cr、Ni、Ne、Ar、Xe、Krのうちの少なくとも1種または2種以上の元素）としたとき、組成比を示すq、jは、48原子%≤q+j≤60原子%、0.2原子%≤j≤10原子%であることが好ましい。q+jが48原子%未満または60原子%を越えると、熱処理温度270℃

の第2の熱処理を行っても、Pt $_{q}Mn_{100-q-j}L_{j}$ の結晶格子がL1_0型の規則格子へと規則化しにくくなり、反強磁性特性を示さなくなる。即ち、一方向交換結合磁界を示さなくなるので好ましくない。また、jが0.2原子%未満であると、元素Lの添加による一方向性交換結合磁界の改善効果が十分に現れないで好ましくなく、jが10原子%を越えると、一方向性交換異方性磁界が低下してしまうので好ましくない。

【0103】また、q+jのより好ましい範囲は、48原子%≤q+j≤58原子%である。q+jが48原子%未満または58原子%を越えると、熱処理温度245℃の第1の熱処理を行っても、Pt $_{q}Mn_{100-q-j}L_{j}$ の結晶格子がL1_0型の規則格子へと規則化しにくくなり、反強磁性特性を示さなくなる。即ち、一方向性交換結合磁界を示さなくなるので好ましくない。

【0104】図1-8から明らかなように、トップ型スピンドル型薄膜磁気素子の反強磁性層、ここでは前記バイアス層6を $X_{m}Mn_{100-m}$ （但し、Xは、Pt、Pd、Ir、Rh、Ru、Osのうちの少なくとも1種以上の元素）からなる合金としたときは、組成比を示すmが、52原子%≤m≤60原子%であることが好ましい。mが52原子%未満または60原子%を越えると、熱処理温度270℃の第2の熱処理を行っても、 $X_{m}Mn_{100-m}$ の結晶格子がL1_0型の規則格子へと規則化しにくくなり、反強磁性特性を示さなくなる。即ち、一方向性交換結合磁界を示さなくなるので好ましくない。

【0105】また、トップ型スピンドル型薄膜磁気素子の反強磁性層、すなわち前記バイアス層6をPt $_{m}Mn_{100-m-n}Z_{n}$ （但し、Zは、Pd、Ir、Rh、Ru、Osのうちの少なくとも1種または2種以上の元素）としたとき、組成比を示すm、nは、52原子%≤m+n≤60原子%、0.2原子%≤n≤40原子%であることが好ましい。m+nが52原子%未満または60原子%を越えると、熱処理温度270℃の第2の熱処理を行っても、Pt $_{m}Mn_{100-m-n}Z_{n}$ の結晶格子がL1_0型の規則格子へと規則化しにくくなり、反強磁性特性を示さなくなる。即ち、一方向性交換結合磁界を示さなくなるので好ましくない。また、nが0.2原子%未満であると、反強磁性層の結晶格子の規則化の促進効果、すなわち、交換異方性磁界を大きくする効果が十分に現れないで好ましくなく、nが40原子%を越えると、逆に交換異方性磁界が減少するので好ましくない。

【0106】また、トップ型スピンドル型薄膜磁気素子の反強磁性層、すなわち前記バイアス層6をPt $_{q}Mn_{100-q-j}L_{j}$ （但し、Lは、Au、Ag、Cr、Ni、Ne、Ar、Xe、Krのうちの少なくとも1種または2種以上の元素）としたとき、組成比を示すq、jは、52原子%≤q+j≤60原子%、0.2原子%≤j≤10原子%であることが好ましい。q+jが52原子%未満または60原子%を越えると、熱処理温度270℃

の第2の熱処理を行っても、 $Pt - Mn_{100-q-j}L_j$ の結晶格子が $L1_0$ 型の規則格子へと規則化しにくくなり、反強磁性特性を示さなくなる。即ち、一方向性交換結合磁界を示さなくなるので好ましくない。また、 j が0.2原子%未満であると、元素Lの添加による一方向性交換結合磁界の改善効果が十分に現れないので好ましくなく、 j が1.0原子%を越えると、一方向性交換異方性磁界が低下してしまうので好ましくない。

【0107】また、図18から明らかなように、ボトム型スピナルブ型薄膜磁気素子の反強磁性層ここでは前記反強磁性層2、およびトップ型スピナルブ型薄膜磁気素子の反強磁性層ここでは前記バイアス層6が $X - Mn_{100-m}$ (但し、Xは、Pt、Pd、Ir、Rh、Ru、Osのうちの少なくとも1種以上の元素)からなる合金としたとき、前記反強磁性層および前記バイアス層の組成比を示すmが、5.2原子%≤m≤58原子%であることが好ましい。

【0108】mが5.2原子%未満であると、熱処理温度270℃の第2の熱処理を行っても、前記バイアス層6を構成する $X - Mn_{100-m}$ の結晶格子が $L1_0$ 型の規則格子へと規則化しにくくなり、反強磁性特性を示さなくなる。即ち、一方向性交換結合磁界を示さなくなるので好ましくない。また、mが58原子%を越えると、熱処理温度245℃の第1の熱処理を行っても前記反強磁性層2を構成する $X - Mn_{100-m}$ の結晶格子が $L1_0$ 型の規則格子へと規則化しにくくなり、反強磁性特性を示さなくなる。即ち、一方向性交換結合磁界を示さなくなるので好ましくない。

【0109】また、前記反強磁性層2および前記バイアス層6が、 $X - Mn_{100-m}$ からなる合金としたとき、反強磁性層2およびバイアス層6の組成比を示すmが、5.2原子%≤m≤56.5原子%であることがより好ましい。mが5.2原子%未満であると、熱処理温度270℃の第2の熱処理を行っても、バイアス層6を構成する $X - Mn_{100-m}$ の結晶格子が $L1_0$ 型の規則格子へと規則化しにくくなり、反強磁性特性を示さなくなる。即ち、一方向性交換結合磁界を示さなくなるので好ましくない。また、mが56.5原子%を越えると、熱処理温度245℃の第1の熱処理を行った場合に、反強磁性層2による交換異方性磁界がバイアス層6による交換異方性磁界よりも大きくなるがその差は小さく、熱処理温度270℃の第2の熱処理の際に、固定磁性層3がフリー磁性層5の磁化と同一の方向に磁化されたり、第2の熱処理の際にフリー磁性層5の磁化方向と固定磁性層3の磁化方向とを直交方向に揃え難くなるので好ましくない。

【0110】また、前記反強磁性層2およびバイアス層6が、 $X - Mn_{100-m}$ からなる合金としたとき、反強磁性層2およびバイアス層6の組成比を示すmが、5.2原子%≤m≤55.2原子%であることが最も好ましい。mが5.2原子%未満であると、熱処理温度270℃の第2

の熱処理を行っても、バイアス層6を構成する $X - Mn_{100-m}$ の結晶格子が $L1_0$ 型の規則格子へと規則化しにくくなり、反強磁性特性を示さなくなる。即ち、一方向性交換結合磁界を示さなくなるので好ましくない。また、mが55.2原子%を越えると、熱処理温度245℃の第1の熱処理を行った場合に、反強磁性層2の交換結合磁界がバイアス層6の交換結合磁界よりも大きくなるがその差は小さく、熱処理温度270℃の第2の熱処理の際に、固定磁性層3がフリー磁性層5の磁化と同一の方向に磁化されたり、第2の熱処理の際に、フリー磁性層5の磁化方向と固定磁性層3の磁化方向とを直交方向に揃え難くなるので好ましくない。

【0111】従って、反強磁性層2およびバイアス層6の上記組成比が5.2原子%≤m≤55.2原子%であれば、第1の熱処理時に反強磁性層2の交換異方性磁界がバイアス層6の交換結合磁界よりもより大きくなり、第2の熱処理を行った後も反強磁性層2とバイアス層6の交換結合磁界の差が大きくなるので、磁気記録媒体からの信号磁界の印加に対し、固定磁性層3の磁化方向は変化せずに固定され、フリー磁性層5の磁化方向はスムーズに変化することができるため好ましい。

【0112】また、反強磁性層2およびバイアス層6が、 $Pt - Mn_{100-m-n}Z_n$ (但し、Zは、Pd、Ir、Rh、Ru、Osのうちの少なくとも1種または2種以上の元素)としたとき、組成比を示すm、nは、5.2原子%≤m+n≤58原子%、0.2原子%≤n≤4.0原子%であることが好ましい。

【0113】m+nが5.2原子%未満であると、熱処理温度270℃の第2の熱処理を行っても、前記バイアス層6を構成する $Pt - Mn_{100-m-n}Z_n$ の結晶格子が $L1_0$ 型の規則格子へと規則化しにくくなり、反強磁性特性を示さなくなる。即ち、一方向性交換結合磁界を示さなくなるので好ましくない。また、m+nが58原子%を越えると、熱処理温度245℃の第1の熱処理を行っても、前記反強磁性層2を構成する $Pt - Mn_{100-m-n}Z_n$ の結晶格子が $L1_0$ 型の規則格子へと規則化しにくくなり、反強磁性特性を示さなくなる。即ち、一方向性交換結合磁界を示さなくなるので好ましくない。また、nが0.2原子%未満であると、元素Zの添加による一方向性交換結合磁界の改善効果が十分に現れないで好ましくなく、nが4.0原子%を越えると、一方向性交換結合磁界が低下してしまうので好ましくない。

【0114】また、前記反強磁性層2およびバイアス層6が、 $Pt - Mn_{100-m-n}Z_n$ からなる合金としたとき、組成比を示すm、nが、5.2原子%≤m+n≤56.5原子%、0.2原子%≤n≤4.0原子%であることがより好ましい。

【0115】m+nが5.2原子%未満であると、熱処理温度270℃の第2の熱処理を行っても、 $Pt - Mn_{100-m-n}Z_n$ の結晶格子が $L1_0$ 型の規則格子へと規則化

しにくくなり、反強磁性特性を示さなくなる。即ち、一方向性交換結合磁界を示さなくなるので好ましくない。また、 $m+n$ が 5.2 原子%を越えると、熱処理温度 245℃の第1の熱処理を行った場合に、反強磁性層2による交換異方性磁界がバイアス層6による交換異方性磁界よりも大きくなるがその差は小さく、熱処理温度 270℃の第2の熱処理の際に、固定磁性層3がフリー磁性層5の磁化と同一の方向に磁化されたり、第2の熱処理の際に、フリー磁性層5の磁化方向と固定磁性層3の磁化方向とを直交方向に揃え難くなるので好ましくない。また、n が 0.2 原子%未満であると、元素Zの添加による一方向性交換結合磁界の改善効果が十分に現れないので好ましくなく、n が 4.0 原子%を越えると、一方向性交換結合磁界が低下してしまうので好ましくない。

【0116】更に、前記反強磁性層2およびバイアス層6が、 $Pt_{q}Mn_{100-q-n}Z_n$ からなる合金としたとき、組成比を示すm、nが、5.2原子%≤m+n≤55.2原子%、0.2原子%≤n≤4.0原子%であることがより好ましい。

【0117】m が 5.2 原子%未満であると、熱処理温度 270℃の第2の熱処理を行っても、バイアス層6を構成する $Pt_{q}Mn_{100-q-n}Z_n$ の結晶格子が $L1_0$ 型の規則格子へと規則化しにくくなり、反強磁性特性を示さなくなる。即ち、一方向性交換結合磁界を示さなくなるので好ましくない。また、m+n が 55.2 原子%を越えると、熱処理温度 245℃の第1の熱処理を行った場合に、反強磁性層2の交換結合磁界がバイアス層6の交換結合磁界よりも大きくなるがその差は小さく、熱処理温度 270℃の第2の熱処理の際に、固定磁性層3がフリー磁性層5の磁化と同一の方向に磁化されたり、第2の熱処理の際に、フリー磁性層5の磁化方向と固定磁性層3の磁化方向とを直交方向に揃え難くなるので好ましくない。また、n が 0.2 原子%未満であると、元素Zの添加による一方向性交換結合磁界の改善効果が十分に現れないので好ましくなく、n が 4.0 原子%を越えると、一方向性交換結合磁界が低下してしまうので好ましくない。

【0118】従って、反強磁性層2およびバイアス層6の上記組成比が 5.2 原子%≤m+n≤55.2 原子%であり、0.2 原子%≤n≤4.0 原子%であれば、第1の熱処理時に反強磁性層2の交換異方性磁界がバイアス層6の交換結合磁界よりもより大きくなり、第2の熱処理を行った後も反強磁性層2とバイアス層6の交換結合磁界の差が大きくなるので、磁気記録媒体からの信号磁界の印加に対し、固定磁性層3の磁化方向は変化せずに固定され、フリー磁性層5の磁化方向はスムーズに変化することができるため好ましい。

【0119】また、反強磁性層2およびバイアス層6が、 $Pt_{q}Mn_{100-q-j}L_j$ （但し、L は、Au、Ag、

Cr、Ni、Ne、Ar、Xe、Kr のうちの少なくとも1種または2種以上の元素）としたとき、組成比を示すq、j は、5.2 原子%≤q+j≤58 原子%、0.2 原子%≤j≤10 原子%であることが好ましい。

【0120】q+j が 5.2 原子%未満であると、熱処理温度 270℃の第2の熱処理を行っても、前記バイアス層6を構成する $Pt_{q}Mn_{100-q-j}L_j$ の結晶格子が $L1_0$ 型の規則格子へと規則化しにくくなり、反強磁性特性を示さなくなる。即ち、一方向性交換結合磁界を示さなくなるので好ましくない。また、q+j が 58 原子%を越えると、熱処理温度 245℃の第1の熱処理を行っても、前記反強磁性層2を構成する $Pt_{q}Mn_{100-q-j}L_j$ の結晶格子が $L1_0$ 型の規則格子へと規則化しにくくなり、反強磁性特性を示さなくなる。即ち、一方向性交換結合磁界を示さなくなるので好ましくない。また、j が 0.2 原子%未満であると、元素Lの添加による一方向性交換結合磁界の改善効果が十分に現れないで好ましくなく、j が 1.0 原子%を越えると、一方向性交換結合磁界が低下してしまうので好ましくない。

【0121】また、前記反強磁性層2およびバイアス層6が、 $Pt_{q}Mn_{100-q-j}L_j$ からなる合金としたとき、組成比を示すq、j が、5.2 原子%≤q+j≤55.2 原子%、0.2 原子%≤j≤10 原子%であることがより好ましい。

【0122】q+j が 5.2 原子%未満であると、熱処理温度 270℃の第2の熱処理を行っても、前記バイアス層6を構成する $Pt_{q}Mn_{100-q-j}L_j$ の結晶格子が $L1_0$ 型の規則格子へと規則化しにくくなり、反強磁性特性を示さなくなる。即ち、一方向性交換結合磁界を示さなくなるので好ましくない。また、q+j が 56.5 原子%を越えると、熱処理温度 245℃の第1の熱処理を行った場合に、反強磁性層2による交換異方性磁界がバイアス層6による交換異方性磁界よりも大きくなるがその差は小さく、熱処理温度 270℃の第2の熱処理の際に、固定磁性層3がフリー磁性層5の磁化と同一の方向に磁化されたり、第2の熱処理の際に、フリー磁性層5の磁化方向と固定磁性層3の磁化方向とを直交方向に揃え難くなるので好ましくない。また、j が 0.2 原子%未満であると、元素Lの添加による一方向性交換結合磁界の改善効果が十分に現れないで好ましくなく、j が 1.0 原子%を越えると、一方向性交換結合磁界が低下してしまうので好ましくない。

【0123】更に、前記反強磁性層2およびバイアス層6が、 $Pt_{q}Mn_{100-q-j}L_j$ からなる合金としたとき、組成比を示すq、j が、5.2 原子%≤q+j≤55.2 原子%、0.2 原子%≤j≤10 原子%であることがより好ましい。

【0124】q が 5.2 原子%未満であると、熱処理温度 270℃の第2の熱処理を行っても、バイアス層6を構成する $Pt_{q}Mn_{100-q-j}L_j$ の結晶格子が $L1_0$ 型の規則

格子へと規則化しにくくなり、反強磁性特性を示さなくなる。即ち、一方向性交換結合磁界を示さなくなるので好ましくない。また、 $q+j$ が55.2原子%を越えると、熱処理温度245℃の第1の熱処理を行った場合に、反強磁性層2の交換結合磁界がバイアス層6の交換結合磁界よりも大きくなるがその差は小さく、熱処理温度270℃の第2の熱処理の際に、固定磁性層3がフリー磁性層5の磁化と同一の方向に磁化されたり、第2の熱処理の際に、フリー磁性層5の磁化方向と固定磁性層3の磁化方向とを直交方向に揃え難くなるので好ましくない。また、 j が0.2原子%未満であると、元素Lの添加による一方向性交換結合磁界の改善効果が十分に現れないので好ましくなく、 j が1.0原子%を越えると、一方向性交換結合磁界が低下してしまうので好ましくない。

【0125】従って、反強磁性層2およびバイアス層6の上記組成比が52原子% $\leq q+j \leq 55.2$ 原子%であり、0.2原子% $\leq j \leq 1.0$ 原子%であれば、第1の熱処理時に反強磁性層2の交換異方性磁界がバイアス層6の交換結合磁界よりもより大きくなり、第2の熱処理を行った後も反強磁性層2とバイアス層6の交換結合磁界の差が大きくなるので、磁気記録媒体からの信号磁界の印加に対し、固定磁性層3の磁化方向は変化せずに固定され、フリー磁性層5の磁化方向はスムーズに変化することができるため好ましい。

【0126】また、ボトム型スピンドル型薄膜磁気素子の反強磁性層ここでは前記反強磁性層2の組成と、トップ型スピンドル型薄膜磁気素子の反強磁性層ここでは前記バイアス層6の組成を異ならしめ、例えば反強磁性層2のMn濃度をバイアス層6のMn濃度よりも多くすることにより、第1の熱処理後の両者の交換結合磁界の差をより顕著にでき、第2の熱処理後にフリー磁性層5と固定磁性層3の磁化をより確実に直交状態とすることが可能となる。また、第2の熱処理後のMn濃度を異ならしめた反強磁性層2とバイアス層6の両者の交換異方性磁界の差を、さらに顕著にすることができ、磁気記録媒体からの信号磁界の印加に対し、固定磁性層3の磁化方向は変化せずに固定され、フリー磁性層5の磁化方向はスムーズに変化することができる。

【0127】すなわち、バイアス層6を、 $X_{m}Mn_{100-m}$ (Xが、Pt、Pd、Ir、Rh、Ru、Osのうちの少なくとも1種以上の元素、組成比を示すmが52原子% $\leq m \leq 60$ 原子%)からなる合金とし、反強磁性層2を、 $X_{n}Mn_{100-n}$ (Xが、Pt、Pd、Ir、Rh、Ru、Osのうちの少なくとも1種以上の元素、組成比を示すmが、48原子% $\leq n \leq 58$ 原子%)からなる合金とすることが好ましい。

【0128】バイアス層6の組成を示すmが、52原子%未満若しくは60原子%を越えると、図18に示すように、熱処理温度270℃の第2の熱処理を行っても、

バイアス層6を構成する $X_{m}Mn_{100-m}$ の結晶格子がL10型の規則格子へと規則化しにくくなり、反強磁性特性を示さなくなる。即ち、一方向交換結合磁界を示さなくなるので好ましくない。また、反強磁性層2の組成を示すmが、48原子%未満若しくは58原子%を越えると、熱処理温度245℃の第1の熱処理を行っても反強磁性層2を構成する $X_{n}Mn_{100-n}$ の結晶格子がL10型の規則格子へと規則化しにくくなり、反強磁性特性を示さなくなる。即ち、一方向交換結合磁界を示さなくなるので好ましくない。

【0129】よって、第1の熱処理温度245℃の第1の熱処理を行った後に、反強磁性層2の交換異方性磁界がバイアス層6の交換異方性磁界よりも大きくなると、かつ第2の熱処理温度が270℃の第2の熱処理を行った後にも、反強磁性層2の交換異方性磁界がバイアス層6の交換異方性磁界よりも大きくなるように、反強磁性層2の組成比(52原子% $\leq m \leq 60$ 原子%)とバイアス層6の組成比(48原子% $\leq m \leq 58$ 原子%)の範囲の中から各々の組成比を異ならせて選択すればよい。

【0130】このような条件を満たす組成比を各々選択して組成範囲を異ならしめることにより、反強磁性層2とバイアス層6を同一組成で形成した場合よりも、第1の熱処理時および第2の熱処理時における各々の反強磁性層2の交換結合磁界とバイアス層6の交換異方性磁界の差を顕著にできる組み合わせが可能になり、設計の自由度が向上する。

【0131】また、第1の熱処理の際に、反強磁性層2の交換異方性磁界をバイアス層6の交換異方性磁界よりも大きくでき、第2の熱処理の際に、反強磁性層2の交換異方性磁界を劣化または磁化方向を変えることがなく、固定磁性層3の磁化方向を強固に固定したまま、フリー磁性層5と固定磁性層3の磁化方向を交差させることができる。さらに、第2の熱処理後に、反強磁性層2の交換異方性磁界をバイアス層6の交換異方性磁界よりも大きくでき、磁気記録媒体からの信号磁界の印加に対して、固定磁性層3の磁化方向が変化せずに固定され、フリー磁性層5の磁化方向はスムーズに変化することができる。

【0132】反強磁性層2とバイアス層6の好ましい別の組み合わせは、バイアス層6を、 $Pt_{m}Mn_{100-m-n}Z_n$ (Zが、Pd、Ir、Rh、Ru、Osのうちの少なくとも1種または2種以上の元素、組成比を示すm、nが、52原子% $\leq m+n \leq 60$ 原子%、0.2原子% $\leq n \leq 40$ 原子%)からなる合金とし、反強磁性層2を、 $Pt_{m}Mn_{100-m-n}Z_n$ (但し、Zは、Pd、Ir、Rh、Ru、Osのうちの少なくとも1種または2種以上の元素、組成比を示すm、nは、48原子% $\leq m+n \leq 58$ 原子%、0.2原子% $\leq n \leq 40$ 原子%)からなる合金とすることが好ましい。

【0133】バイアス層6の組成を示すm+nが52原

子%未満若しくは60原子%を越えると、熱処理温度270℃の第2の熱処理を行っても、バイアス層6を構成するPt_aMn_{100-a-n}Z_nの結晶格子がL1₀型の規則格子へと規則化しにくくなり、反強磁性特性を示さなくなる。即ち、一方向交換結合磁界を示さなくなるので好ましくない。また、バイアス層6の組成を示すnが0.2原子%未満であると、元素Zの添加による一方向性交換結合磁界の改善効果が十分に現れないで好ましくなく、nが4.0原子%を越えると、一方向性交換結合磁界が低下してしまうので好ましくない。

【0134】また、反強磁性層2の組成を示すm+nが4.8原子%未満若しくは5.8原子%を越えると、熱処理温度245℃の第1の熱処理を行っても、反強磁性層2を構成するPt_aMn_{100-a-n}Z_nの結晶格子がL1₀型の規則格子へと規則化しにくくなり、反強磁性特性を示さなくなる。即ち、一方向交換結合磁界を示さなくなるので好ましくない。また、反強磁性層2の組成を示すnが0.2原子%未満であると、元素Zの添加による一方向性交換結合磁界の改善効果が十分に現れないで好ましくなく、nが4.0原子%を越えると、一方向性交換結合磁界が低下してしまうので好ましくない。

【0135】よって、第1の熱処理温度245℃の第1の熱処理を行った後に、反強磁性層2の交換異方性磁界がバイアス層6の交換異方性磁界よりも大きく、かつ第2の熱処理温度が270℃の第2の熱処理を行った後にも、反強磁性層2の交換異方性磁界がバイアス層6の交換異方性磁界よりも大きくなるように、反強磁性層2の組成比(4.8原子%≤m+n≤5.8原子%)とバイアス層6の組成比(5.2原子%≤m+n≤6.0原子%)の範囲の中から各々の組成比を異ならせて選択すればよい。

【0136】このような条件を満たす組成比を各々選択して組成範囲を異ならしめることにより、反強磁性層2とバイアス層6を同一組成で形成した場合よりも、第1の熱処理時および第2の熱処理時における各々の反強磁性層2の交換結合磁界とバイアス層6の交換異方性磁界の差を顕著にできる組み合わせが可能になり、設計の自由度が向上する。

【0137】また、第1の熱処理の際に、反強磁性層2の交換異方性磁界をバイアス層6の交換異方性磁界よりも大きくでき、第2の熱処理の際に、反強磁性層2の交換異方性磁界を劣化または磁化方向を変えることがなく、固定磁性層3の磁化方向を強固に固定したまま、フリー磁性層5と固定磁性層3の磁化方向を交差させることができ。さらに、第2の熱処理後に、反強磁性層2の交換異方性磁界をバイアス層6の交換異方性磁界よりも大きくでき、磁気記録媒体からの信号磁界の印加に対して、固定磁性層3の磁化方向が変化せずに固定され、フリー磁性層5の磁化方向はスムーズに変化することが可能となる。

【0138】反強磁性層2とバイアス層6の好ましい別

の組み合わせは、バイアス層6を、Pt_aMn_{100-a-j}L_j(但し、Lは、Au、Ag、Cr、Ni、Ne、Ar、Xe、Krのうちの少なくとも1種または2種以上の元素、組成比を示すq、jが、5.2原子%≤q+j≤6.0原子%、0.2原子%≤j≤1.0原子%)からなる合金とし、反強磁性層2を、Pt_aMn_{100-a-j}L_j(但し、Lは、Au、Ag、Cr、Ni、Ne、Ar、Xe、Krのうちの少なくとも1種または2種以上の元素、組成比を示すq、jが、4.8原子%≤q+j≤5.8原子%、0.2原子%≤j≤1.0原子%)からなる合金とすることが好ましい。

【0139】バイアス層6の組成を示すq+jが、5.2原子%未満若しくは6.0原子%を越えると、熱処理温度270℃の第2の熱処理を行っても、バイアス層6を構成するPt_aMn_{100-a-j}L_jの結晶格子がL1₀型の規則格子へと規則化しにくくなり、反強磁性特性を示さなくなる。即ち、一方向性交換結合磁界を示さなくなるので好ましくない。また、バイアス層6の組成を示すjが、0.2原子%未満であると、元素Lの添加による一方向性交換結合磁界の改善効果が十分に現れないで好ましくなく、jが1.0原子%を越えると、一方向性交換結合磁界が低下してしまうので好ましくない。

【0140】また、反強磁性層2の組成を示すq+jが、4.8原子%未満若しくは5.8原子%を越えると、熱処理温度245℃の第1の熱処理を行っても、反強磁性層2を構成するPt_aMn_{100-a-j}L_jの結晶格子がL1₀型の規則格子へと規則化しにくくなり、反強磁性特性を示さなくなる。即ち、一方向性交換結合磁界を示さなくなるので好ましくない。また、反強磁性層2の組成を示すjが、0.2原子%未満であると、元素Lの添加による一方向性交換結合磁界の改善効果が十分に現れないで好ましくなく、jが1.0原子%を越えると、一方向性交換結合磁界が低下してしまうので好ましくない。

【0141】よって、第1の熱処理温度245℃の第1の熱処理を行った後に、反強磁性層2の交換異方性磁界がバイアス層6の交換異方性磁界よりも大きく、かつ第2の熱処理温度が270℃の第2の熱処理を行った後にも、反強磁性層2の交換異方性磁界がバイアス層6の交換異方性磁界よりも大きくなるように、反強磁性層2の組成比(4.8原子%≤q+j≤5.8原子%)とバイアス層6の組成比(5.2原子%≤q+j≤6.0原子%)の範囲の中から各々の組成比を異ならせて選択すればよい。

【0142】このような条件を満たす組成比を各々選択して組成範囲を異ならしめることにより、反強磁性層2とバイアス層6を同一組成で形成した場合よりも、第1の熱処理時および第2の熱処理時における各々の反強磁性層2の交換結合磁界とバイアス層6の交換異方性磁界の差を顕著にできる組み合わせが可能になり、設計の自由度が向上する。

50 【0143】また、第1の熱処理の際に、反強磁性層2

の交換異方性磁界をバイアス層6の交換異方性磁界よりも大きくでき、第2の熱処理の際に、反強磁性層2の交換異方性磁界を劣化または磁化方向を変えることがなく、固定磁性層3の磁化方向を強固に固定したまま、フリー磁性層5と固定磁性層3の磁化方向を交差させることができ。さらに、第2の熱処理後に、反強磁性層2の交換異方性磁界をバイアス層6の交換異方性磁界よりも大きくでき、磁気記録媒体からの信号磁界の印加に対して、固定磁性層3の磁化方向が変化せずに固定され、フリー磁性層5の磁化方向はスムーズに変化することができる。

【0144】このようなスピンドル型薄膜磁気素子1では、前記フリー磁性層5は、固定磁性層3が配置されている方向と反対側の面に（もしくは、基板Kと反対側の面に）トラック幅Twに相当する幅のトラック溝5Aが設けられた溝部5Bを有しているので、この溝部5Bの幅に応じてトラック幅Twを正確に決めることができる。また、このスピンドル型薄膜磁気素子1を製造する場合に、フリー磁性層5の溝部5Bの両側の平坦部5C上に配置されるバイアス層6が、前記溝部5Bに残ることなく、磁気記録媒体からの微弱な漏れ磁束に対してフリー磁性層5の磁気モーメントがスムーズに回転する感度の優れたスピンドル型薄膜磁気素子1となる。

【0145】さらに、反強磁性層2およびバイアス層6が、Pt、Pd、Rh、Ru、Ir、Os、Au、Ag、Cr、Niのうちの少なくとも1種または2種以上の元素とMnとを含む合金からなるものであるので、交換異方性磁界の温度特性が良好となり、耐熱性に優れたスピンドル型薄膜磁気素子1となる。また、ハードディスクなどの装置内の環境温度や素子を流れるセンス電流によるジュール熱により素子が高温となる薄膜磁気ヘッドなどの装置に備えられた場合の耐久性が良好で、温度変化による交換異方性磁界（交換結合磁界）の変動が少ない優れたスピンドル型薄膜磁気素子1とができる。さらにまた、反強磁性層2を上記の合金で形成することで、ブロッキング温度が高いものとなり、反強磁性層2に大きな交換異方性磁界を発生させることができるために、固定磁性層3の磁化方向を強固に固定することができる。

【0146】このようなスピンドル型薄膜磁気素子1の製造方法では、反強磁性層2およびバイアス層6に、Pt、Pd、Rh、Ru、Ir、Os、Au、Ag、Cr、Niのうちの少なくとも1種または2種以上の元素と、Mnとを含む合金を用い、前記合金の性質を利用して、1度目の熱処理で固定磁性層3の磁化方向を固定し、2度目の熱処理でフリー磁性層5の磁化方向を前記固定磁性層3の磁化方向と交差する方向に揃えるので、固定磁性層3の磁化方向に悪影響を与えることなく、フリー磁性層5の磁化方向を固定磁性層3の磁化方向と交差する方向に揃えることができ、耐熱性に優れたスピ

バルブ型薄膜磁気素子1を得ることができる。

【0147】また、基板上に、反強磁性層2と、固定磁性層3と、非磁性導電層4と、フリー磁性層5と、バイアス層6とを順次積層して積層体a1を形成し、前記積層体a1を熱処理する方法であるので、前記積層体a1を形成するに際し、前記基板Kと前記バイアス層6との間に形成される各層の表面を大気に触れさせることなく、前記各層の表面が大気に触れた場合のように、大気に触れた表面をイオンミーリングや逆スパッタによりクリ

10 ケーニングしてからその上の層を形成する必要がないため、容易に製造することができる。また、再現性が良好な製造方法とすることができます。さらに、前記各層の表面をイオンミーリングや逆スパッタによりクリーニングする必要がないため、再付着物によるコンタミや、表面の結晶状態の乱れによる交換異方性磁界の発生に対する悪影響など、クリーニングすることに起因する不都合が生じない優れた製造方法とすることができます。

【0148】さらにまた、前記バイアス層6の一部を除去してトラック幅Twに近い幅の凹部6Aを形成すると20 ともに、この凹部6Aの下に位置する前記フリー磁性層5にトラック幅Twに相当する幅のトラック溝5Aを形成するので、前記バイアス層6の厚みにばらつきがある場合でも、前記トラック溝5Aの底部5Dにバイアス層6が残ることがないため、トラック幅Twを精度よく画定でき、高記録密度化に対応可能なスピンドル型薄膜磁気素子1を得ることができる。また、バイアス層6を完全に除去することが簡単であるため、容易に製造することができる。

【0149】また、スライダ151に上記のスピンドル30 プ型薄膜磁気素子1が備えられてなる薄膜磁気ヘッドとすることで、耐久性および耐熱性に優れ、十分な交換異方性磁界が得られる薄膜磁気ヘッドとすることができます。

【0150】本発明の第1の実施形態のスピンドル型薄膜磁気素子1においては、上述したように、非磁性導電層4の厚さ方向上下に、固定磁性層3とフリー磁性層5をそれぞれ単層構造として設けたが、これらを複数構造としてもよい。

【0151】巨大磁気抵抗変化を示すメカニズムは、非40 磁性導電層4と固定磁性層3とフリー磁性層5との界面で生じる伝導電子のスピンドル依存散乱によるものである。Cuなどからなる前記非磁性導電層4に対し、スピンドル依存散乱が大きな組み合わせとして、Co層が例示できる。このため、固定磁性層3をCo以外の材料で形成した場合、固定磁性層3の非磁性導電層4側の部分を図1の2点鎖線で示すように薄いCo層3aで形成することが好ましい。また、フリー磁性層5をCo以外のNiFe合金、CoNi合金、CoFe合金、CoFeNi合金などの材料で形成した場合も、固定磁性層3の場合と同様に、フリー磁性層5の非磁性導電層4側の部分を図

1の2点鎖線で示すように薄いCo層5aで形成することが好ましい。

【0152】[第2の実施形態] 図8は、本発明の第2の実施形態のスピナルプ型薄膜磁気素子を模式図的に示した横断面図であり、図9は、図8に示したスピナルプ型薄膜磁気素子を記録媒体との対向面側から見た場合の構造を示した断面図である。このスピナルプ型薄膜磁気素子においても、図1に示すスピナルプ型薄膜磁気素子と同様に、ハードディスク装置に設けられた浮上式スライダのトレーリング側端部などに設けられて、ハードディスクなどの記録磁界を検出するものである。なお、ハードディスクなどの磁気記録媒体の移動方向は、図示Z方向であり、磁気記録媒体からの洩れ磁界の方向は、Y方向である。

【0153】図8および図9に示すスピナルプ型薄膜磁気素子は、反強磁性層、固定磁性層、非磁性導電層、及びフリー磁性層が一層ずつ形成された、いわゆるボトム型のシングルスピナルプ型薄膜磁気素子の一種である。また、この例のスピナルプ型薄膜磁気素子も、図1に示すスピナルプ型薄膜磁気素子と同様に、反強磁性材料からなるバイアス層を用いたエクスチェンジバイアス方式により、フリー磁性層の磁化方向を固定磁性層の磁化方向に対して交差する方向に揃えるものである。

【0154】図8および図9において、符号Kは、基板を示している。この基板Kの上には、Al₂O₃などからなる下地絶縁層200、下部シールド層163、下部ギヤップ層164、反強磁性層11が形成され、さらに、前記反強磁性層11の上には、第1の固定磁性層12が形成されている。そして、前記第1の固定磁性層12の上には、非磁性中間層13が形成され、前記非磁性中間層13の上には、第2の固定磁性層14が形成されている。前記第2の固定磁性層14の上には、非磁性導電層15が形成され、さらに前記非磁性導電層15の上には、フリー磁性層16が形成されている。前記フリー磁性層16は、図9に示すように、固定磁性層が配置されている方向と反対側の面に（もしくは、基板Kと反対側の面に）トラック幅Twと同じ幅のトラック溝16Aが設けられた溝部16Bと、その両側の平坦部16C、16Cとを有している。前記フリー磁性層16の平坦部16C、16C上には、前記バイアス層130、130が設けられ、前記バイアス層130、130の上には、導電層131、131が形成されている。

【0155】このスピナルプ型薄膜磁気素子においては、上述の第1の実施形態のスピナルプ型薄膜磁気素子と同様に、反強磁性層11は、Pt、Pd、Ir、Rh、Ru、Ir、Os、Au、Ag、Cr、Niのうちの少なくとも1種または2種以上の元素と、Mnとを含む合金からなるものであり、磁場中熱処理により第1の固定磁性層12、第2の固定磁性層14をそれぞれ一定の方向に磁化するものである。

【0156】前記第1の固定磁性層12および第2の固定磁性層14は、例えば、Co膜、NiFe合金、CoNiFe合金、CoFe合金などで形成されている。また、第1の固定磁性層12と第2の固定磁性層14との間に介在する非磁性中間層13は、Ru、Rh、Ir、Cr、Re、Cuのうち1種あるいは2種以上の合金で形成されていることが好ましい。

【0157】ところで、図8に示す第1の固定磁性層12及び第2の固定磁性層14に示されている矢印は、それぞれの磁気モーメントの大きさ及びその方向を表しており、前記磁気モーメントの大きさは、飽和磁化(Ms)と膜厚(t)とをかけた値で選定される。

【0158】図8および図9に示す第1の固定磁性層12と第2の固定磁性層14とは同じ材質で形成され、しかも、第2の固定磁性層14の膜厚tP₂が、第1の固定磁性層12の膜厚tP₁よりも大きく形成されているために、第2の固定磁性層14の方が第1の固定磁性層12に比べ、磁気モーメントが大きくなっている。また、第1の固定磁性層12および第2の固定磁性層14が異なる磁気モーメントを有することが望ましい。したがって、第1の固定磁性層12の膜厚tP₁が第2の固定磁性層14の膜厚tP₂より厚く形成されていてよい。

【0159】第1の固定磁性層12は、図8および図9に示すように、図示Y方向、すなわち記録媒体から離れる方向（ハイト方向）に磁化されており、非磁性中間層13を介して対向する第2の固定磁性層14の磁化は、前記第1の固定磁性層12の磁化方向と反平行（フェリ状態）に磁化されている。

【0160】第1の固定磁性層12は、反強磁性層11に接して形成され、磁場中アニール（熱処理）を施すことにより、前記第1の固定磁性層12と反強磁性層11との界面にて交換結合磁界（交換異方性磁界）が発生し、例えば、図8および図9に示すように、前記第1の固定磁性層12の磁化が、図示Y方向に固定される。前記第1の固定磁性層12の磁化が、図示Y方向に固定されると、非磁性中間層13を介して対向する第2の固定磁性層14の磁化は、第1の固定磁性層12の磁化と反平行状態（フェリ状態）で固定される。

【0161】このようなスピナルプ型薄膜磁気素子においては、交換結合磁界が大きいほど、第1の固定磁性層12の磁化と第2の固定磁性層14の磁化を安定して反平行状態に保つことが可能である。この例のスピナルプ型薄膜磁気素子では、反強磁性層11として、プロッキング温度が高く、しかも第1の固定磁性層12との界面で大きい交換結合磁界（交換異方性磁界）を発生させる上記の合金を使用することで、前記第1の固定磁性層12及び第2の固定磁性層14の磁化状態を熱的にも安定して保つことができる。

【0162】以上のように、このようなスピナルプ型

薄膜磁気素子では、第1の固定磁性層12と第2の固定磁性層14との膜厚比を適正な範囲内に収めることによって、交換結合磁界(Hex)を大きくでき、第1の固定磁性層12と第2の固定磁性層14の磁化を、熱的にも安定した反平行状態(フェリ状態)に保つことができ、しかも、良好な△MR(抵抗変化率)を得ることが可能である。

【0163】図8および図9に示すように、第2の固定磁性層14の上には、Cuなどで形成された非磁性導電層15が形成され、さらに前記非磁性導電層15の上には、フリー磁性層16が形成されている。前記フリー磁性層16は、図8および図9に示すように、2層で形成されており、前記非磁性導電層15に接する側に形成された符号17の層はCo膜で形成されている。また、もう一方の層18は、NiFe合金や、CoFe合金、あるいはCoNiFe合金などで形成されている。なお、非磁性導電層15に接する側にCo膜の層17を形成する理由は、Cuにより形成された前記非磁性導電層15との界面での金属元素等の拡散を防止でき、また、△MR(抵抗変化率)を大きくできるからである。

【0164】また、バイアス層130、130は、前記反強磁性層11と同様に、Pt、Pd、Ir、Rh、Ru、Os、Au、Ag、Cr、Ni、Ne、Ar、Xe、Krのうちの少なくとも1種または2種以上の元素と、Mnとを含む合金からなるものとされる。前記バイアス層130のバイアス磁界の影響を受けて、前記フリー磁性層16の磁化は、図示X1方向に磁化された状態となっている。

【0165】また、導電層131、131は、Au、W、Cr、Taなどにより形成されることが好ましい。

【0166】図8および図9におけるスピナルブ型薄膜磁気素子では、前記導電層131、131からフリー磁性層16、非磁性導電層15、及び第2の固定磁性層14にセンス電流が与えられる。記録媒体から図8および図9に示す図示Y方向に磁界が与えられると、フリー磁性層16の磁化は、図示X1方向からY方向に変動し、このときの非磁性導電層15とフリー磁性層16との界面、及び非磁性導電層15と第2の固定磁性層14との界面でスピニに依存した伝導電子の散乱が起こることにより、電気抵抗が変化し、記録媒体からの洩れ磁界が検出される。

【0167】ところで前記センス電流は、実際には、第1の固定磁性層12と非磁性中間層13の界面などにも流れれる。前記第1の固定磁性層12は△MRに直接関与せず、前記第1の固定磁性層12は、△MRに関与する第2の固定磁性層14を適正な方向に固定するための、いわば補助的な役割を担った層となっている。このため、センス電流が、第1の固定磁性層12及び非磁性中間層13に流れることは、シャントロス(電流ロス)になるが、このシャントロスの量は非常に少なく、第2の

実施形態では、従来とほぼ同程度の△MRを得ることが可能となっている。

【0168】この例のスピナルブ型薄膜磁気素子は、図1に示すスピナルブ型薄膜磁気素子とほぼ同様の製造方法により製造することができる。即ち、本発明のスピナルブ型薄膜磁気素子の製造方法では、基板K上に、反強磁性層11、第1の固定磁性層12、非磁性中間層13、第2の固定磁性層14、非磁性導電層15、フリー磁性層16、バイアス層130を順次積層して積10層体を形成したのち、前記積層体にトラック幅Tw方向と直交する方向である第1の磁界を印加しつつ、第1の熱処理温度で熱処理し、前記反強磁性層11およびバイアス層130に交換異方性磁界を発生させて、前記第1の固定磁性層12および前記フリー磁性層16の磁化を同一方向に固定すると共に、前記反強磁性層11の交換異方性磁界を前記バイアス層130の交換異方性磁界よりも大とする。

【0169】ついで、トラック幅Tw方向に前記バイアス層130の交換異方性磁界よりも大きく前記反強磁性層11の交換異方性磁界よりも小さい第2の磁界を印加しつつ、前記第1の熱処理温度よりも高い第2の熱処理温度で熱処理し、前記フリー磁性層16に前記第1の固定磁性層12および第2の固定磁性層14の磁化方向と交差する方向のバイアス磁界を付与する。

【0170】さらに、熱処理された前記積層体をイオンミーリングなどにより、前記バイアス層130の一部を除去してトラック幅Twに近い幅の凹部130Aを形成するとともに、この凹部130Aの下に位置する前記フリー磁性層16にトラック幅Twに相当する幅のトラック30溝16Aを形成する。ついで、リフトオフレジストを使用する方法などにより、前記バイアス層130上に、前記フリー磁性層16に検出電流を与える導電層131を形成し、スピナルブ型薄膜磁気素子が得られる。

【0171】このようなスピナルブ型薄膜磁気素子では、前記フリー磁性層16は、前記固定磁性層が配置されている方向と反対側の面に(もしくは、前記基板Kと反対側の面に)トラック幅Twに相当する幅のトラック溝16Aが設けられた溝部16Bを有しているので、この溝部16Bの幅に応じてトラック幅Twを正確に決め40ることができる。また、このスピナルブ型薄膜磁気素子を製造する場合に、フリー磁性層16の溝部16Bの両側の平坦部16C上に配置されるバイアス層130が、前記溝部16Bに残ることがなく、磁気記録媒体からの微弱な漏れ磁界に対してフリー磁性層16の磁気モーメントがスムーズに回転する感度の優れたスピナルブ型薄膜磁気素子となる。

【0172】また、このスピナルブ型薄膜磁気素子においても、反強磁性層11およびバイアス層130が、Pt、Pd、Ir、Rh、Ru、Os、Au、Ag、Cr、Ni、Ne、Ar、Xe、Krのうちの少なくとも

1種または2種以上の元素とMnとを含む合金からなるものであるので、交換異方性磁界の温度特性が良好となり、耐熱性に優れたスピンドル型薄膜磁気素子となる。また、ハードディスクなどの装置内の環境温度や素子を流れるセンス電流によるジュール熱により素子が高温となる薄膜磁気ヘッドなどの装置に備えられた場合の耐久性が良好で、温度変化による交換異方性磁界（交換結合磁界）の変動が少ない優れたスピンドル型薄膜磁気素子とすることができます。さらにまた、反強磁性層11を上記の合金で形成することで、プロッキング温度が高いものとなり、反強磁性層11に大きな交換異方性磁界を発生させることができるために、第1の固定磁性層12および第2の固定磁性層14の磁化方向を強固に固定することができる。

【0173】また、上記のスピンドル型薄膜磁気素子の製造方法においては、反強磁性層11およびバイアス層130に、Pt、Pd、Ir、Rh、Ru、Os、Au、Ag、Cr、Ni、Ne、Ar、Xe、Krのうちの少なくとも1種または2種以上の元素とMnとを含む合金を用い、前記合金の性質を利用して、1度目の熱処理で第1の固定磁性層12の磁化方向を固定し、2度目の熱処理でフリー磁性層16の磁化方向を前記第1の固定磁性層12および第2の固定磁性層14の磁化方向と交差する方向に揃えるので、第1の固定磁性層12の磁化方向に悪影響を与えることなく、フリー磁性層16の磁化方向を第1の固定磁性層12および第2の固定磁性層14の磁化方向と交差する方向に揃えることができ、耐熱性に優れたスピンドル型薄膜磁気素子を得ることができます。

【0174】また、基板K上に、反強磁性層11、第1の固定磁性層12、非磁性中間層13、第2の固定磁性層14、非磁性導電層15、フリー磁性層16、バイアス層130を順次積層して積層体を形成し、前記積層体を熱処理する方法であるので、前記積層体を形成するに際し、前記基板Kと前記バイアス層130との間に形成される各層の表面を大気に触れさせることなく、前記各層の表面が大気に触れた場合のように、大気に触れた表面をイオンミーリングや逆スパッタによりクリーニングしてからその上の層を形成する必要がないため、容易に製造することができます。また、再現性が良好な製造方法とすることができます。さらに、前記各層の表面をイオンミーリングや逆スパッタによりクリーニングする必要がないため、再付着物によるコンタミや、表面の結晶状態の乱れによる交換異方性磁界の発生に対する悪影響など、クリーニングすることに起因する不都合が生じない優れた製造方法とすることができます。

【0175】さらにまた、前記バイアス層130の一部を除去してトラック幅Twに近い幅の凹部130Aを形成するとともに、この凹部130Aの下に位置する前記フリー磁性層16にトラック幅Twに相当する幅のトラ

ック溝16Aを形成するので、前記バイアス層130の厚みにばらつきがある場合でも、前記トラック溝16Aの底部16Dにバイアス層130が残ることがないため、トラック幅Twを精度よく画定でき、高記録密度化に対応可能なスピンドル型薄膜磁気素子を得ることができる。また、バイアス層130を完全に除去することが簡単であるため、容易に製造することができる。

【0176】【第3の実施形態】図10は、本発明の第3の実施形態のスピンドル型薄膜磁気素子を模式図的に示した横断面図であり、図11は、図10に示したスピンドル型薄膜磁気素子を記録媒体との対向面側から見た場合の構造を示した断面図である。この例のスピンドル型薄膜磁気素子においても、上記のスピンドル型薄膜磁気素子と同様に、ハードディスク装置に設けられた浮上式スライダのトレーリング側端部などに設けられて、ハードディスクなどの記録磁界を検出するものである。なお、ハードディスクなどの記録媒体の移動方向は、図示Z方向であり、記録媒体からの洩れ磁界の方向は、Y方向である。

【0177】また、この例のスピンドル型薄膜磁気素子も、反強磁性材料からなるバイアス層を用いたエクスチエンジバイアス方式により、フリー磁性層の磁化方向を固定磁性層の磁化方向に対して交差する方向に揃えるものである。このスピンドル型薄膜磁気素子は、固定磁性層のみならず、フリー磁性層も非磁性中間層を介して第1のフリー磁性層と第2のフリー磁性層の2層に分断されている。

【0178】図10および図11において、符号Kは、基板を示している。この基板Kの上には、Al₂O₃などからなる下地絶縁層200、下部シールド層163、下部ギャップ層164、反強磁性層51が形成され、さらに、前記反強磁性層51の上には、第1の固定磁性層52、非磁性中間層53、第2の固定磁性層54、非磁性導電層55、第1のフリー磁性層56、非磁性中間層59、第2のフリー磁性層60が順に積層されている。前記第2のフリー磁性層60は、図11に示すように、前記固定磁性層が配置されている方向と反対側の面に（もしくは、前記基板Kと反対側の面に）トラック幅Twと同じ幅のトラック溝60Aが設けられた溝部16Bと、その両側の平坦部60C、60Cとを有している。前記第2のフリー磁性層60の平坦部60C、60C上には、前記バイアス層62、62が設けられ、前記バイアス層62、62の上には、導電層63、63が形成されている。

【0179】本発明の第3の実施形態のスピンドル型薄膜磁気素子においても、前記反強磁性層51は、上記のスピンドル型薄膜磁気素子と同様に、Pt、Pd、Ir、Rh、Ru、Os、Au、Ag、Cr、Ni、Ne、Ar、Xe、Krのうちの少なくとも1種または2種以上の元素と、Mnとを含む合金からなるものであ

り、磁場中熱処理により第1の固定磁性層52、第2の固定磁性層54をそれぞれ一定の方向に磁化するものである。

【0180】第1の固定磁性層52及び第2の固定磁性層54は、Co膜、NiFe合金、CoFe合金、あるいはCoNiFe合金などで形成されている。また、非磁性中間層53は、Ru、Rh、Ir、Cr、Re、Cuのうち1種あるいは2種以上の合金で形成されていることが好ましい。

【0181】第1の固定磁性層52は、反強磁性層51に接して形成され、磁場中アニール（熱処理）を施すことにより、前記第1の固定磁性層52と反強磁性層51との界面にて交換結合磁界（交換異方性磁界）が発生し、例えば、図10および図11に示すように、前記第1の固定磁性層22の磁化が、図示Y方向に固定される。前記第1の固定磁性層52の磁化が、図示Y方向に固定されると、非磁性中間層53を介して対向する第2の固定磁性層54の磁化は、第1の固定磁性層52の磁化と反平行状態（フェリ状態）で固定される。

【0182】このフェリ状態の安定性を保つためには、大きい交換結合磁界が必要である。この例のスピナルブ型薄膜磁気素子では、反強磁性層51として、プロッキング温度が高く、しかも第1の固定磁性層52との界面で大きい交換結合磁界（交換異方性磁界）を発生させる上記の合金を使用することで、前記第1の固定磁性層52及び第2の固定磁性層54の磁化状態を熱的にも安定して保つことができる。

【0183】また、前記非磁性導電層55は、Cuなどで形成されることが好ましい。

【0184】また、前記第1のフリー磁性層56は、図10および図11に示すように、2層で形成されており、非磁性導電層55に接する側にCo膜57が形成されている。非磁性導電層55に接する側にCo膜57を形成するのは、第1に△MRを大きくできるためであり、第2に非磁性導電層55との拡散を防止するためである。

【0185】前記Co膜57の上には、NiFe合金膜58が形成されている。さらに、前記NiFe合金膜58上には、非磁性中間層59が形成されている。そして、前記非磁性中間層59の上には、第2のフリー磁性層60が形成されている。前記第2のフリー磁性層60は、Co膜、NiFe合金、CoFe合金、あるいはCoNiFe合金などで形成されている。

【0186】また、第1のフリー磁性層56と第2のフリー磁性層60との間に介在する非磁性中間層59は、Ru、Rh、Ir、Cr、Re、Cuのうち1種あるいは2種以上の合金で形成されていることが好ましい。

【0187】前記第1のフリー磁性層56の磁化と第2のフリー磁性層60の磁化とは、前記第1のフリー磁性層56と第2のフリー磁性層60との間に発生する交換

結合磁界（RKKY相互作用）によって、図10および図11に示すように、互いに反平行状態（フェリ状態）になっている。

【0188】図10および図11に示すスピナルブ型薄膜磁気素子では、例えば、第1のフリー磁性層56の膜厚tF₁は、第2のフリー磁性層60の膜厚tF₂よりも小さく形成されている。そして、前記第1のフリー磁性層56のMs・tF₁は、第2のフリー磁性層60のMs・tF₂よりも小さく設定されており、バイアス層10から図示X1方向と反対方向にバイアス磁界が与えられると、Ms・tF₂の大きい第2のフリー磁性層60の磁化が、前記バイアス磁界の影響を受けて、図示X1方向と反対方向に揃えられ、前記第2のフリー磁性層60との交換結合磁界（RKKY相互作用）によって、Ms・tF₁の小さい第1のフリー磁性層56の磁化は、図示X1方向に揃えられる。

【0189】図示Y方向から外部磁界が侵入してくると、前記第1のフリー磁性層56と第2のフリー磁性層60の磁化は、フェリ状態を保ちながら、前記外部磁界の影響を受けて回転する。そして、△MRに寄与する第1のフリー磁性層56の変動磁化と、第2の固定磁性層54の固定磁化（例えば図示Y方向と反対方向に磁化されている）との関係によって、電気抵抗が変化し、外部磁界が電気抵抗変化として検出される。

【0190】また、バイアス層62、62は、前記反強磁性層51と同様に、Pt、Pd、Ir、Rh、Ru、Os、Au、Ag、Cr、Ni、Ne、Ar、Xe、Krのうちの少なくとも1種または2種以上の元素と、Mnなどを含む合金からなるものとされる。また、導電層630から63は、Au、W、Cr、Taなどにより形成されることが好ましい。

【0191】この例のスピナルブ型薄膜磁気素子も、図1に示すスピナルブ型薄膜磁気素子とほぼ同様の製造方法により製造することができる。即ち、本発明のスピナルブ型薄膜磁気素子の製造方法では、基板K上に、反強磁性層51、第1の固定磁性層52、非磁性中間層53、第2の固定磁性層54、非磁性導電層55、第1のフリー磁性層56、非磁性中間層59、第2のフリー磁性層60、バイアス層62を順次積層して積層体40を形成したのち、前記積層体にトラック幅Tw方向と直交する方向である第1の磁界を印加しつつ、第1の熱処理温度で熱処理し、前記反強磁性層51およびバイアス層62に交換異方性磁界を発生させて、前記第1の固定磁性層52および前記第2のフリー磁性層60の磁化を同一方向に固定すると共に、前記反強磁性層51の交換異方性磁界を前記バイアス層62の交換異方性磁界よりも大とする。

【0192】ついで、トラック幅Tw方向に前記バイアス層62の交換異方性磁界よりも大きく前記反強磁性層51の交換異方性磁界よりも小さい第2の磁界を印加し

つつ、前記第1の熱処理温度よりも高い第2の熱処理温度で熱処理し、前記第2のフリー磁性層60に前記第1の固定磁性層52および第2の固定磁性層54の磁化方向と交差する方向のバイアス磁界を付与する。

【0193】さらに、熱処理された前記積層体をイオンミリングなどにより、前記バイアス層62の一部を除去してトラック幅Twに近い幅の凹部62Aを形成するとともに、この凹部62Aの下に位置する前記フリー磁性層60にトラック幅Twに相当する幅のトラック溝60Aを形成する。ついで、リフトオフレジストを使用する方法などにより、前記バイアス層62上に、導電層63を形成し、スピンドル型薄膜磁気素子が得られる。

【0194】このようなスピンドル型薄膜磁気素子では、前記フリー磁性層60は、前記固定磁性層が配置されている方向と反対側の面に（もしくは、前記基板Kと反対側の面に）トラック幅Twに相当する幅のトラック溝60Aが設けられた溝部60Bを有しているので、この溝部60Bの幅に応じてトラック幅Twを正確に決めることができる。また、このスピンドル型薄膜磁気素子を製造する場合に、フリー磁性層60の溝部60Bの両側の平坦部60C上に配置されるバイアス層62が、前記溝部60Bに残ることがなく、磁気記録媒体からの微弱な漏れ磁界に対してフリー磁性層60の磁気モーメントがスムーズに回転する感度の優れたスピンドル型薄膜磁気素子となる。

【0195】また、このスピンドル型薄膜磁気素子においても、反強磁性層51およびバイアス層62が、Pt、Pd、Ir、Rh、Ru、Os、Au、Ag、Cr、Ni、Ne、Ar、Xe、Krのうちの少なくとも1種または2種以上の元素とMnとを含む合金からなるものであるので、交換異方性磁界の温度特性が良好となり、耐熱性に優れたスピンドル型薄膜磁気素子となる。また、ハードディスクなどの装置内の環境温度や素子を流れるセンス電流によるジュール熱により素子が高温となる薄膜磁気ヘッドなどの装置に備えられた場合の耐久性が良好で、温度変化による交換異方性磁界（交換結合磁界）の変動が少ない優れたスピンドル型薄膜磁気素子とすることができる。さらにまた、反強磁性層51を上記の合金で形成することで、ブロッキング温度が高いものとなり、反強磁性層51に大きな交換異方性磁界を発生させることができるために、第1の固定磁性層52および第2の固定磁性層54の磁化方向を強固に固定することができる。

【0196】また、上記のスピンドル型薄膜磁気素子の製造方法においては、反強磁性層51およびバイアス層62に、Pt、Pd、Rh、Ru、Ir、Os、Au、Ag、Cr、Niのうちの少なくとも1種または2種以上の元素とMnとを含む合金を用い、前記合金の性質を利用して、1度目の熱処理で第1の固定磁性層52の磁化方向を固定し、2度目の熱処理で第2のフリー磁

性層60の磁化方向を前記第1の固定磁性層52および第2の固定磁性層54の磁化方向と交差する方向に揃えるので、第1の固定磁性層52の磁化方向に悪影響を与えることなく、第1のフリー磁性層56および第2のフリー磁性層60の磁化方向を第1の固定磁性層52および第2の固定磁性層54の磁化方向と交差する方向に揃えることができ、耐熱性に優れたスピンドル型薄膜磁気素子を得ることができる。

【0197】また、反強磁性層51、第1の固定磁性層52、非磁性中間層53、第2の固定磁性層54、非磁性導電層55、第1のフリー磁性層56、非磁性中間層59、第2のフリー磁性層60、バイアス層62を順次積層して積層体を形成し、前記積層体を熱処理する方法であるので、前記積層体を形成するに際し、前記基板Kと前記バイアス層62との間に形成される各層の表面を大気に触れさせることなく、前記各層の表面が大気に触れた場合のように、大気に触れた表面をイオンミリングや逆スペッタによりクリーニングしてからその上の層を形成する必要がないため、容易に製造することができる。また、再現性が良好な製造方法とすることができる。さらに、前記各層の表面をイオンミリングや逆スペッタによりクリーニングする必要がないため、再付着物によるコンタミや、表面の結晶状態の乱れによる交換異方性磁界の発生に対する悪影響など、クリーニングすることに起因する不都合が生じない優れた製造方法とすることができます。

【0198】さらにまた、前記バイアス層62の一部を除去してトラック幅Twに近い幅の凹部62Aを形成するとともに、この凹部62Aの下に位置する前記フリー磁性層60にトラック幅Twに相当する幅のトラック溝60Aを形成するので、前記バイアス層62の厚みにばらつきがある場合でも、前記トラック溝60Aの底部60Dにバイアス層62が残ることがないため、トラック幅Twを精度よく画定でき、高記録密度化に対応可能なスピンドル型薄膜磁気素子を得ることができる。また、バイアス層62を完全に除去することが簡単であるため、容易に製造することができる。

【0199】[センス電流磁界の作用] 次に、図8～図11に示す第2の実施形態および第3の実施形態の構造において、センス電流磁界の作用について説明する。図8および図9に示すスピンドル型薄膜磁気素子では、非磁性導電層15の下側に第2の固定磁性層14が形成されている。この場合にあっては、第1の固定磁性層12及び第2の固定磁性層14のうち、磁気モーメントの大きい方の固定磁性層の磁化方向に、センス電流磁界の方向を合わせる。

【0200】図8に示すように、前記第2の固定磁性層14の磁気モーメントは、第1の固定磁性層12の磁気モーメントに比べて大きく、前記第2の固定磁性層14の磁気モーメントは、図示Y方向と反対方向（図示左方

向)に向いている。このため前記第1の固定磁性層12の磁気モーメントと第2の固定磁性層14の磁気モーメントとを足し合わせた合成磁気モーメントは、図示Y方向と反対方向(図示左方向)に向いている。

【0201】前述のように、非磁性導電層15は、第2の固定磁性層14及び第1の固定磁性層12の上側に形成されている。このため、主に前記非磁性導電層15を中心にして流れるセンス電流112によって形成されるセンス電流磁界は、前記非磁性導電層15よりも下側において、図示左方向に向くように、前記センス電流112の流す方向を制御すればよい。このようにすれば、第1の固定磁性層12と第2の固定磁性層14との合成磁気モーメントの方向と、前記センス電流磁界の方向とが一致する。

【0202】図8に示すように、前記センス電流112は、図示X1方向に流される。右ネジの法則により、センス電流を流すことによって形成されるセンス電流磁界は、紙面に対して右回りに形成される。従って、非磁性導電層15よりも下側の層には、図示方向(図示Y方向と反対方向)のセンス電流磁界が印加されることになり、このセンス電流によって、第1の合成磁気モーメントを補強する方向に作用し、第1の固定磁性層12と第2の固定磁性層14間に作用する交換結合磁界(RKKY相互作用)が増幅され、前記第1の固定磁性層12の磁化と第2の固定磁性層14の磁化の反平行状態をより熱的に安定させることができるとなる。

【0203】特に、センス電流を1mA流すと、約30(Oe)程度のセンス電流磁界が発生し、また素子温度が約10°C程度上昇することが判っている。さらに、記録媒体の回転数は、10000rpm程度まで速くなり、この回転数の上昇により、装置内温度は、最高で約100°Cまで上昇する。このため、例えば、センス電流を10mA流した場合、スピンドル型薄膜磁気素子の素子温度は、約200°C程度まで上昇し、さらにセンス電流磁界も300(Oe)と大きくなる。このような、非常に高い環境温度下で、しかも、大きなセンス電流が流れる場合にあっては、第1の固定磁性層12の磁気モーメントと第2の固定磁性層14とを足し合わせて求めることができる合成磁気モーメントの方向と、センス電流磁界の方向とが逆向きであると、第1の固定磁性層12の磁化と第2の固定磁性層14の磁化との反平行状態が壊れ易くなる。また、高い環境温度下でも耐え得るようになるには、センス電流磁界の方向の調節の他に、高いブロッキング温度を有する反強磁性材料を反強磁性層11として使用する必要がある。そのため、本発明では、ブロッキング温度が高い上記の合金を使用している。

【0204】なお、図8に示す第1の固定磁性層12の磁気モーメントと第2の固定磁性層14の磁気モーメントとで形成される合成磁気モーメントが、図示右方向

(図示Y方向)に向いている場合には、センス電流を図示X1方向と反対方向に流し、センス電流磁界が紙面に対し左回りに形成されるようにすればよい。

【0205】また、図10及び図11は、フリー磁性層が非磁性中間層を介して第1のフリー磁性層と第2のフリー磁性層の2層に分断されて形成されたスピンドル型薄膜磁気素子の実施例であるが、図10に示すスピンドル型薄膜磁気素子のように、非磁性導電層55よりも下側に第1の固定磁性層52及び第2の固定磁性層510が形成された場合にあっては、図8に示すスピンドル型薄膜磁気素子の場合と同様のセンス電流方向の制御を行えばよい。

【0206】以上のように、上述の各実施の形態によれば、センス電流を流すことによって形成されるセンス電流磁界の方向と、第1の固定磁性層の磁気モーメントと第2の固定磁性層の磁気モーメントを足し合わせることによって求めることができる合成磁気モーメントの方向とを一致させることにより、前記第1の固定磁性層と第2の固定磁性層間に作用する交換結合磁界(RKKY相互作用)を増幅させ、前記第1の固定磁性層の磁化と第2の固定磁性層の磁化の反平行状態(フェリ状態)を熱的に安定した状態に保つことが可能である。特に、本実施の形態では、より熱的安定性を向上させるために、反強磁性層にブロッキング温度の高い反強磁性材料を使用しており、これによって、環境温度が、従来に比べて大幅に上昇しても、前記第1の固定磁性層の磁化と第2の固定磁性層の磁化の反平行状態(フェリ状態)を壊れ難くすることができる。

【0207】また、高記録密度化に対応するためにセンス電流量を大きくして再生出力を大きくしようとすると、それに従ってセンス電流磁界も大きくなるが、本発明の実施の形態では、前記センス電流磁界が、第1の固定磁性層と第2の固定磁性層の間に働く交換結合磁界を増幅させる作用をもたらしているので、センス電流磁界の増大により、第1の固定磁性層と第2の固定磁性層の磁化状態は、より安定したものとなる。なお、このセンス電流方向の制御は、反強磁性層にどのような反強磁性材料を使用した場合であっても適用でき、例えば、反強磁性層と固定磁性層(第1の固定磁性層)との界面で交換結合磁界(交換異方性磁界)を発生させるために、熱処理が必要であるか、あるいは必要でないかを問わない。さらに、図1に示す第1の実施の形態のように、固定磁性層が単層で形成されているシングルスピンドル型薄膜磁気素子の場合であっても、前述したセンス電流を流すことによって形成されるセンス電流磁界の方向と、固定磁性層の磁化方向とを一致させることにより、前記固定磁性層の磁化を熱的に安定化させることができるとなる。

【0208】

【発明の効果】以上、詳細に説明したように、本発明の

スピンドル型薄膜磁気素子では、前記フリー磁性層は、前記基板と反対側の面にトラック幅に相当する幅のトラック溝が設けられた溝部を有しているので、この溝部の幅に応じてトラック幅を正確に決めることができる。また、このスピンドル型薄膜磁気素子を製造する場合に、フリー磁性層の溝部の両側の平坦部上に配置されるバイアス層が、前記溝部に残ることなく、磁気記録媒体からの微弱な漏れ磁界に対してフリー磁性層の磁気モーメントがスムーズに回転する感度の優れたスピンドル型薄膜磁気素子となる。

【0209】また、本発明のスピンドル型薄膜磁気素子は、反強磁性層およびバイアス層が、Pt、Pd、Rh、Ru、Ir、Os、Au、Ag、Cr、Ni、Ne、Ar、Xe、Krのうちの少なくとも1種または2種以上の元素とMnとを含む合金からなるものであるので、交換異方性磁界の温度特性が良好となり、耐熱性に優れたスピンドル型薄膜磁気素子とすることができます。また、装置内の環境温度や通電時のジュール熱の発生により素子の温度が高温となる薄膜磁気ヘッドなどの装置に備えられた場合の耐久性が良好で、温度変化による交換異方性磁界（交換結合磁界）の変動が少ない優れたスピンドル型薄膜磁気素子とすることができます。さらにまた、反強磁性層を上記の合金で形成することで、ブロッキング温度が高いものとなり、反強磁性層に大きな交換異方性磁界を発生させることができるために、固定磁性層の磁化方向を強固に固定することが可能なスピンドル型薄膜磁気素子とすることができます。

【0210】また、上記のスピンドル型薄膜磁気素子においては、前記固定磁性層と前記フリー磁性層の少なくとも一方が、非磁性中間層を介して2つに分断され、分断された層どうしで磁化の向きが180度異なるフェリ磁性状態とされたことを特徴とするものとしてもよい。少なくとも固定磁性層が非磁性中間層を介して2つに分断されたスピンドル型薄膜磁気素子とした場合、2つに分断された固定磁性層のうち一方が他方の固定磁性層を適正な方向に固定する役割を担い、固定磁性層の状態を非常に安定した状態に保つことが可能となる。一方、少なくともフリー磁性層が非磁性中間層を介して2つに分断されスピンドル型薄膜磁気素子とした場合、2つに分断されたフリー磁性層どうしの間に交換結合磁界が発生し、フェリ磁性状態とされ、外部磁界に対して感度よく反転できるものとなる。

【0211】さらに、本発明のスピンドル型薄膜磁気素子の製造方法では、反強磁性層およびバイアス層に、Pt、Pd、Rh、Ru、Ir、Os、Au、Ag、Cr、Ni、Ne、Ar、Kr、Xeのうちの少なくとも1種または2種以上の元素とMnとを含む合金を用い、前記合金の性質を利用して、1度目の熱処理で固定磁性層の磁化方向を固定し、2度目の熱処理でフリー磁性層の磁化方向を前記固定磁性層の磁化方向と交差する方向

に揃えるので、固定磁性層の磁化方向に悪影響を与えることなく、前記フリー磁性層の磁化方向を前記固定磁性層の磁化方向と交差する方向に揃えることができ、耐熱性に優れたスピンドル型薄膜磁気素子を得ることができます。

【0212】また、上記のスピンドル型薄膜磁気素子の製造方法は、基板上に、反強磁性層、固定磁性層、非磁性導電層、フリー磁性層、バイアス層を順次積層して積層体を形成し、前記積層体を熱処理する方法であるので、前記積層体を形成するに際し、前記基板と前記バイアス層との間に形成される各層の表面を大気に触れさせることなく、前記各層の表面が大気に触れた場合のように、大気に触れた表面をイオンミリジグや逆スペッタによりクリーニングしてからその上の層を形成する必要がないため、容易に製造することができます。また、再現性が良好な製造方法とすることができます。さらに、前記各層の表面をイオンミリングや逆スペッタによりクリーニングする必要がないため、再付着物によるコンタミや、表面の結晶状態の乱れによる交換異方性磁界の発生に対する悪影響など、クリーニングすることに起因する不都合が生じない優れた製造方法とすることができます。

【0213】また、上記のスピンドル型薄膜磁気素子の製造方法では、前記バイアス層の一部を除去してトラック幅に近い幅の凹部を形成するとともに、この凹部の下に位置する前記フリー磁性層にトラック幅に相当する幅のトラック溝を形成するので、前記バイアス層の厚みにはらつきがある場合でも、前記トラック溝の底部にバイアス層が残ることないため、トラック幅を精度よく画定でき、高記録密度化に対応可能なスピンドル型薄膜磁気素子を得ることができます。また、バイアス層を完全に除去することが簡単であるため、容易に製造することができます。

【0214】また、本発明の薄膜磁気ヘッドは、スライダに上記のスピンドル型薄膜磁気素子が備えられてなるものであるので、耐久性および耐熱性に優れ、十分な交換異方性磁界が得られる薄膜磁気ヘッドとすることができます。

【図面の簡単な説明】

【図1】 本発明の第1の実施形態であるスピンドル型薄膜磁気素子を記録媒体との対向面側から見た場合の構造を示す断面図である。

【図2】 図1に示したスピンドル型薄膜磁気素子の製造方法を説明するための図であって、基板上に積層体を形成した状況を示す断面図である。

【図3】 図1に示したスピンドル型薄膜磁気素子の製造方法を説明するための図であって、マスクを形成した状況を示す断面図である。

【図4】 図1に示したスピンドル型薄膜磁気素子の製造方法を説明するための図であって、トラック溝を形成した状況を示す断面図である。

【図5】 図1に示したスピナルプ型薄膜磁気素子の製造方法を説明するための図であって、導電層を形成した状況を示す断面図である。

【図6】 本発明の第1の実施形態であるスピナルプ型薄膜磁気素子を備えた薄膜磁気ヘッドを示す斜視図である。

【図7】 本発明の第1の実施形態であるスピナルプ型薄膜磁気素子を備えた薄膜磁気ヘッドの要部を示す断面図である。

【図8】 本発明の第2の実施形態であるスピナルプ型薄膜磁気素子を示す断面図である。

【図9】 図8に示したスピナルプ型薄膜磁気素子を記録媒体との対向面側から見た場合の構造を示した断面図である。

【図10】 本発明の第3の実施形態であるスピナルプ型薄膜磁気素子を示す断面図である。

【図11】 図10に示したスピナルプ型薄膜磁気素子を記録媒体との対向面側から見た場合の構造を示した断面図である。

【図12】 従来のスピナルプ型薄膜磁気素子の一例を記録媒体との対向面側から見た場合の構造を示す断面図である。

【図13】 従来のスピナルプ型薄膜磁気素子の他の例を記録媒体との対向面側から見た場合の構造を示す断面図である。

【図14】 図13に示したスピナルプ型薄膜磁気素子の製造方法を説明するための図であって、基板上に積層体を形成した状況を示す断面図である。

【図15】 図13に示したスピナルプ型薄膜磁気素子の製造方法を説明するための図であって、リフトオフレジストを形成した状況を示す断面図である。

【図16】 図13に示したスピナルプ型薄膜磁気素子の製造方法を説明するための図であって、バイアス層および導電層を形成した状況を示す断面図である。

【図17】 Pt 55.4Mn 44.6合金及びPt 54.4Mn 45.6合金の交換異方性磁界の熱処理温度依存性を示すグラフである。

【図18】 Pt α Mn 100- α 合金の交換異方性磁界のPt濃度(m)依存性を示すグラフである。

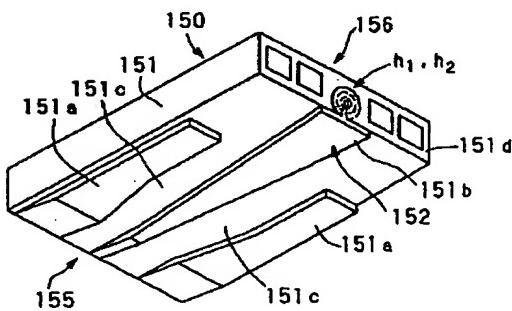
【図19】 図17および図18に示すグラフのデータの測定に用いられたスピナルプ型薄膜磁気素子を記録媒体との対向面側から見た場合の構造を示す断面図である。

10 【図20】 図17および図18に示すグラフのデータの測定に用いられたスピナルプ型薄膜磁気素子を記録媒体との対向面側から見た場合の構造を示す断面図である。

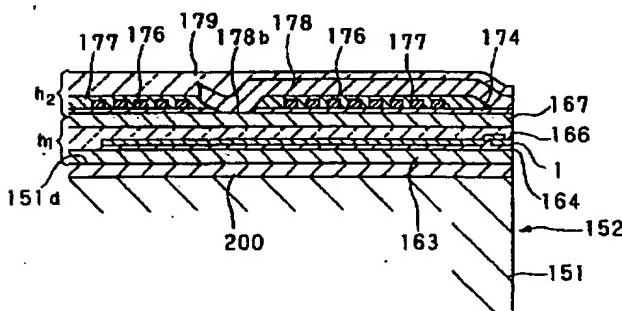
【符号の説明】

- 1 スピナルプ型薄膜磁気素子
- K 基板
- 2、11、22、51 反強磁性層
- 3、23 固定磁性層
- 4、15、24、55 非磁性導電層
- 20 5、16、25 フリー磁性層
- 6、26、62、130 バイアス層
- 8、28、63、131 導電層
- T_w トラック幅
- 5A、16A、60A トラック溝
- 5B、16B、60B 溝部
- 5C、16C、60C 平坦部
- a1 積層体
- 12、52 第1の固定磁性層
- 14、54 第2の固定磁性層
- 30 13、53 非磁性中間層
- 56 第1のフリー磁性層
- 60 第2のフリー磁性層
- 150 薄膜磁気ヘッド
- 6A、62A、130A 凹部

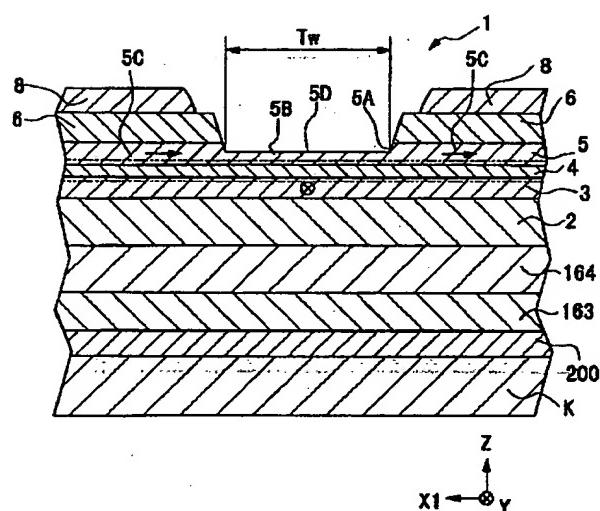
【図6】



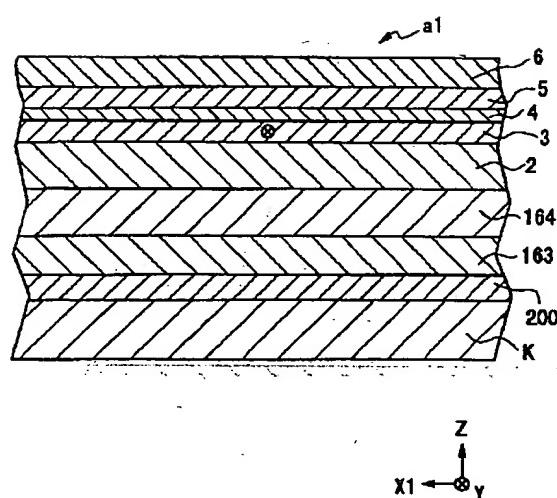
【図7】



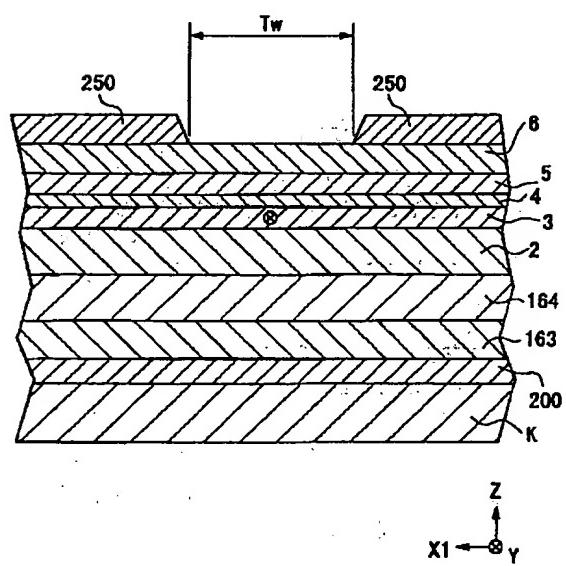
【図1】



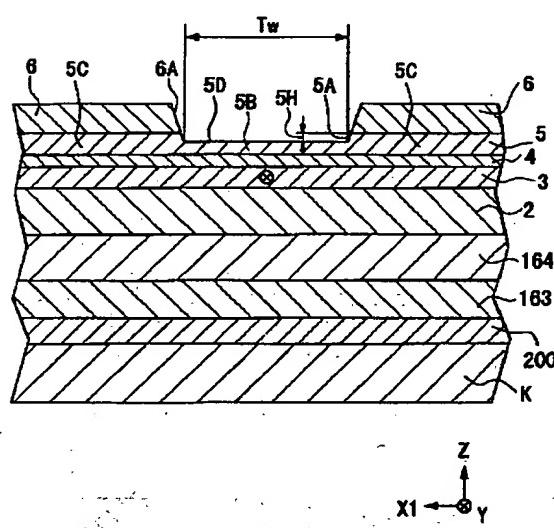
【図2】



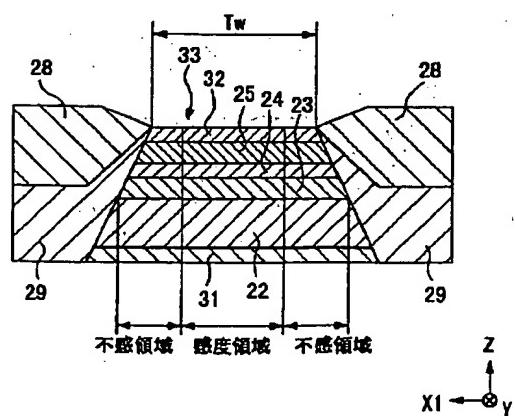
【図3】



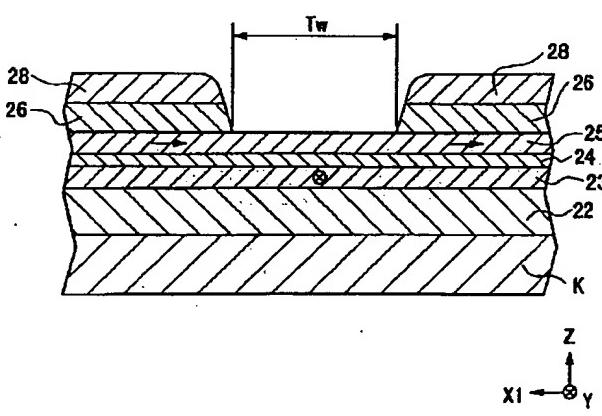
【図4】



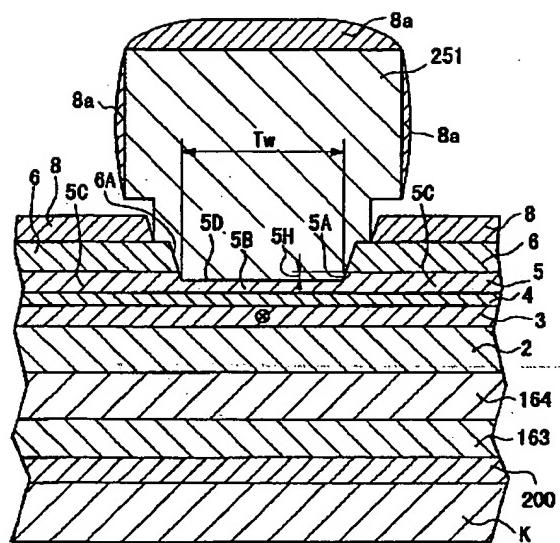
【図1-2】



【図1-3】

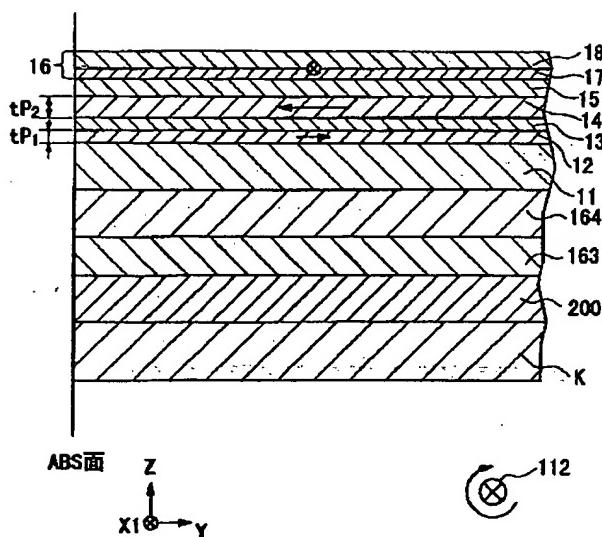


【図5】

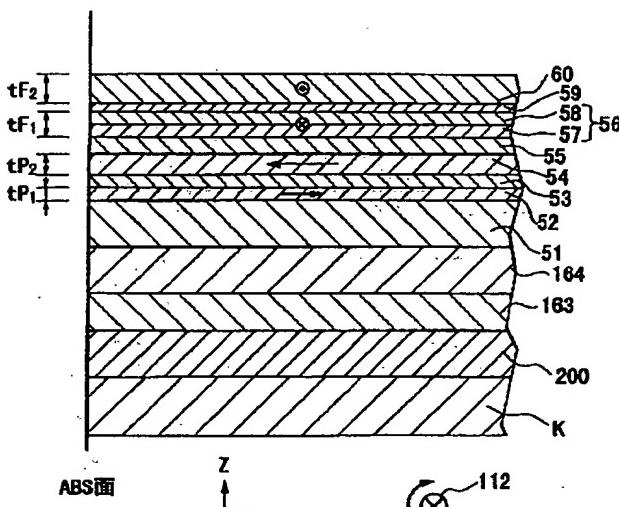


Z
X1 ← Y

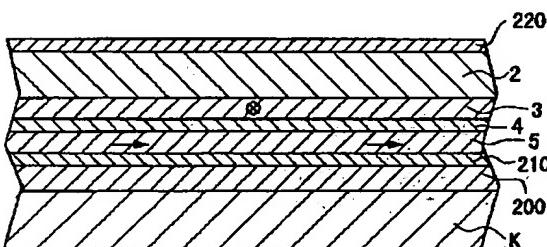
【図8】



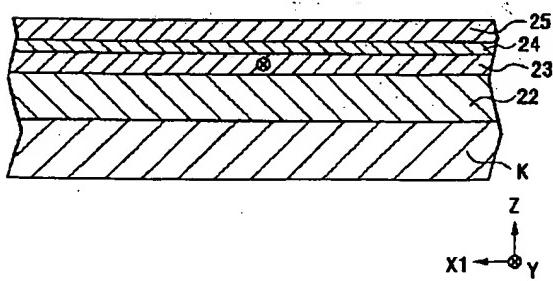
【図10】



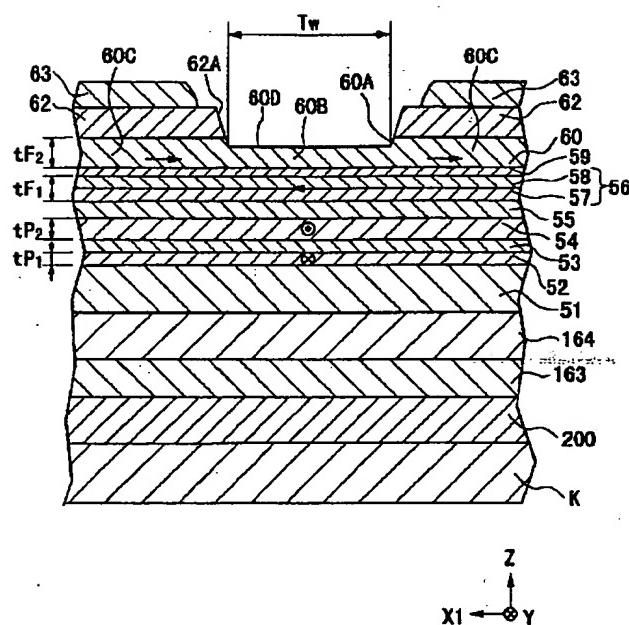
【図19】



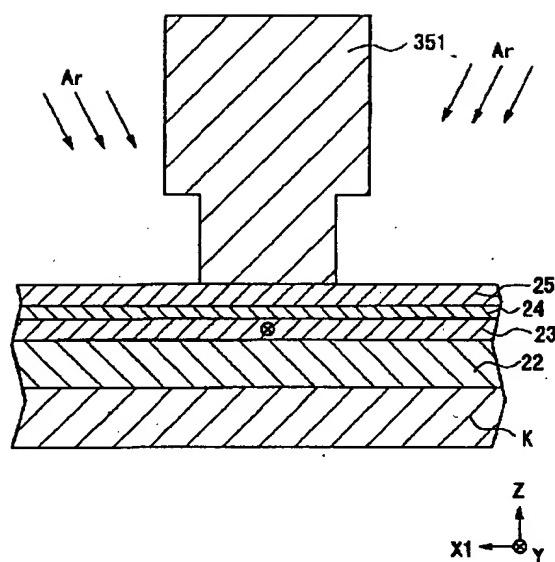
【図14】



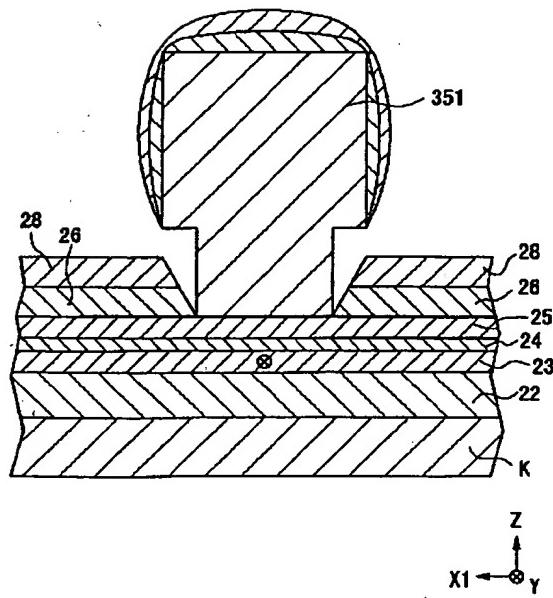
【図11】



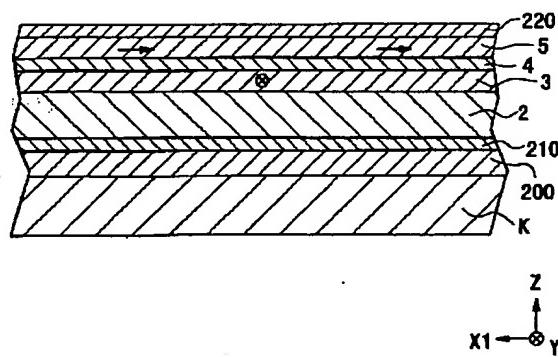
【図15】



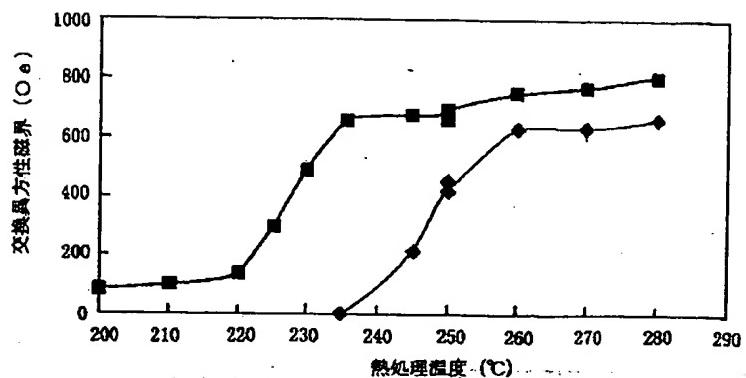
【図16】



【図20】



【図17】



【図18】

